

ПРОФ. П. ГЕРЕНС

МЕТАЛЛО ГРАФИЯ



ОНТИ ГОСУДАРСТВЕННОЕ ИИИИ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО УКРАИНЫ

EINFÜHRUNG
IN DIE
METALLOGRAPHIE

VON
Prof. Dr.-Ing. PAUL GOERENS

НА ДОМ НЕ ВЫДАЕТСЯ

Проф. П. ГЕРЕНС

60206

373
Э43

МЕТАЛЛОГРАФИЯ

Ри

ПЕРЕВОД С НЕМЕЦКОГО ПОД РЕДАКЦИЕЙ
ИНЖ. М. С. АРОНОВИЧА

- 9143 -



ОНТИ ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО УКРАИНЫ НКТП
Харьков 1935 Киев

Библиографическое описание
этого издания помещено в
„Летописи Укр. печати“, Кар-
точном реперт. в других ук-
азателях Укр. Книж. Падаги.

15—151—2

Ответственный редактор проф. *Н. Ф. Лебе*
Техоформление *Ц. И. Подольский*

Типография Государственного научно-технического издательства Украины
Киев, ул. Воровского, 42.

Уполномоч. Главлита № 2262. Зак. № 457.

Тираж 5000—26³/₄ лист.

ПРЕДИСЛОВИЕ КО ВТОРОМУ ИЗДАНИЮ

Со времени выхода в свет первого издания металлография развивалась с поразительной быстротой. Благодаря обработке большого числа диаграмм состояния, теоретическое изучение сплавов пошло далеко вперед. Практическое же их (диаграмм) применение подвинулось в меньшей мере и металлографические исследования в области технологических процессов составляли лишь исключение. Вместе с тем следует отметить рост числа металлографических лабораторий на предприятиях, что позволяет накапливать опыт в непосредственной связи с производством.

При переработке настоящего труда внимание было обращено в первую очередь на потребности практики, при чем наиболее важные методы анализа в металлографии — термический и микрографический, — были описаны во всех деталях. Из теоретических положений изложено лишь то, что необходимо для понимания диаграмм состояния.

Металлография технического железа изложена исчерпывающе, так как практическое значение металлографии в этой области очевидно. Оно подчеркивается многочисленными примерами.

Много ценных указаний при подготовке настоящего издания получены мною от проф. Ф. Вюста, за что выражаю ему свою сердечную благодарность. Metallургический институт высшей технической школы в Аахене предоставил в мое распоряжение результаты нижеприведенных исследований из области практического применения металлографии, что позволило мне особенно полно обработать практическую часть.

Второе издание также не может претендовать на исчерпание всей многочисленной литературы по металлографии. Автор все же надеется, что произведенный им выбор материала окажется достаточным для того, чтобы подчеркнуть значение этой науки для целей практики.

Аахен, май 1915 г.

П. Геренс

ПРЕДИСЛОВИЕ К ТРЕТЬЕМУ И ЧЕТВЕРТОМУ ИЗДАНИЯМ

Общее построение труда оправдало себя настолько, что может быть оставлено без переработки. По сравнению со вторым изданием значительно расширены выводы по кристаллизации и по теории закалики стали.

Эссен, ноябрь 1921 г.

П. Геренс

ПРЕДИСЛОВИЕ К ПЯТОМУ ИЗДАНИЮ

По сравнению с предыдущим изданием предпринята перегруппировка материала. Это позволяет автору надеяться, что теоретическая часть выражена несколько лучше. За счет некоторых сокращений в разборе диаграмм состояния, удалось увеличить число практических примеров.

Эссен, ноябрь 1925 г.

П. Геренс

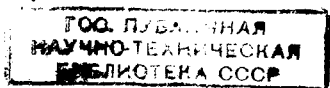
ПРЕДИСЛОВИЕ К ШЕСТОМУ ИЗДАНИЮ

За семь лет после выхода в свет последнего издания расширилась область научных данных, внесена ясность во многие теоретические вопросы и огромные успехи совершило практическое применение металлографии. Принимая во внимание эти достижения, переработаны и расширены следующие разделы.

В теоретической части диаграммы состояния тройных систем изложены в соответствии с их значением. Диаграммы технически важных систем исправлены и дополнены по новейшим научным данным. Практическая часть сокращена в некоторых местах, но при этом пополнена примерами новейшей аппаратуры. Впервые введена глава об испытании материалов рентгеновскими лучами — в форме краткого обзора этого метода, ставшего за последние годы столь важным средством в деле изучения металлов. При рассмотрении металлографии технических сортов железа было уделено внимание тому, чтобы за счет расширения количества практических примеров подчеркнуть успехи металлографического исследования в области выявления причин брака. Значительно переработана и расширена металлография чугуна.

Эссен, май 1932 г.

П. Геренс



3800 $\frac{3}{59}$

$\frac{1}{2273}$

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

A. ЧИСТЫЕ МЕТАЛЛЫ

а) Термические явления при нагревании и охлаждении

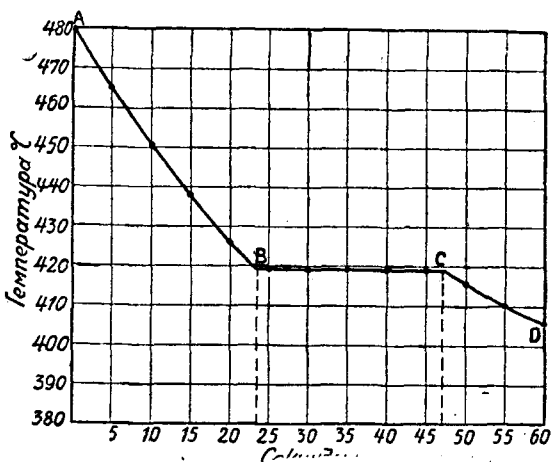
1. Затвердевание, плавление

Подвергая чистый расплавленный металл охлаждению, наблюдаем, что во время затвердевания температура металла не изменяется до тех пор, пока вся масса его не затвердеет. Точно так же при нагревании металла температура его во время плавления остается на одном и том же уровне до тех пор, пока последние остатки твердого металла не превратятся в жидкость.

Данные опыта
для кривой охлаждения
цинка

Таблица 1

Время в секундах	Температура в градусах Цельсия
0	480
5	465
10	451
15	438
20	426
25	419
30	419
35	419
40	419
45	419
50	415
55	410
60	405



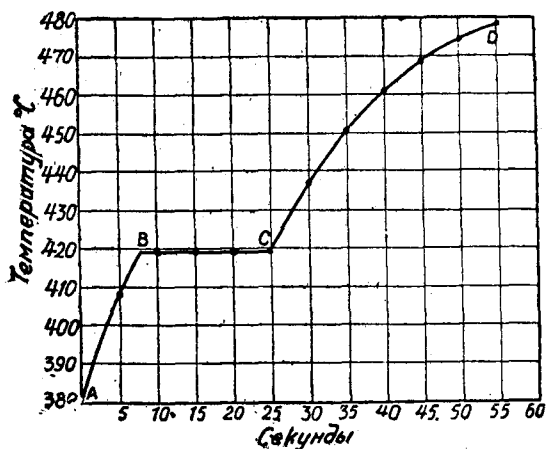
Фиг. 1. Кривая охлаждения цинка.

Температура затвердевания металла определяется путем построения кривой охлаждения. Для этого через равные промежутки времени, примерно каждые пять или десять секунд, наблюдают температуру охлаждаемого металла и по полученным величинам строят график, откладывая на оси абсцисс время, а на оси ординат — температуру. Для примера приводим определение точки затвердевания чистого

цинка. Температура расплавленной массы цинка, подвергнутой охлаждению, определялась каждые пять секунд. Полученные данные приведены в табл. 1.

На фиг. 1 в системе координат «время—температура» нанесены по ним точки, соединенные кривой *ABCD*. Горизонтальный участок *BC* кривой, т. е. отрезок постоянной температуры, называется температурной остановкой и соответствует температуре затвердевания металла. Постоянная температура в описываемом опыте держится 23,5 секунды; положение точек *B* и *C* определяется графической экстраполяцией.

Точку плавления цинка можно определить подобным же образом, т. е. построение кривой нагревания. Найденные из опыта данные приведены в табл. 2 и представлены в виде графика на фиг. 2. Сравнение результатов опыта указывает, что точка затвердевания и точка плавления находятся при одной и той же температуре.



Фиг. 2. Кривая нагревания цинка.

Данные опыта для кривой нагревания цинка

Таблица 2

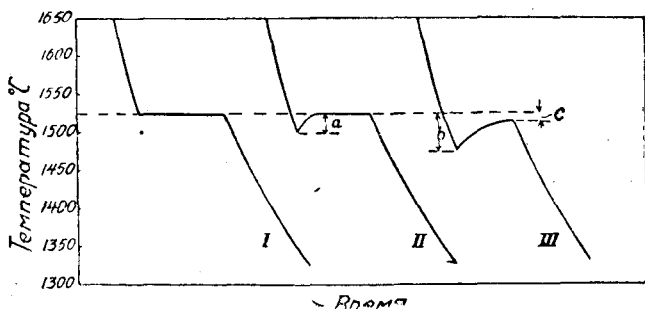
Время в секундах	Температура в градусах Цельсия
0	380
5	407,5
10	419
15	419
20	419
25	419
30	437,5
35	450,5
40	461
45	469
50	475
55	488,5

Кривая охлаждения металла не всегда имеет вид кривой, представленной на фиг. 1. Во многих случаях охлаждение расплавленной массы продолжается ниже точки затвердевания, но металл не затвердевает. Расплавленную массу называют тогда переохлажденной. На фиг. 3 наряду с нормальной кривой охлаждения чистого железа (кривая *I*) даны в качестве примера кривые *II* и *III*, соответствующие явлению затвердевания с переохлаждением. Переохлаждению отвечает на кривой *II* температурный отрезок $a=30^\circ$, а на кривой *III* — отрезок $b=55^\circ$.

Как только в какой-нибудь точке переохлажденной жидкости начинается затвердевание, оно происходит так быстро, что, благодаря выделяющейся теплоте, температура большей частью вновь достигает точки затвердевания и остается на этом уровне до тех пор, пока вся масса металла не затвердеет (кривая *II*). Но при очень сильном пере-

охлаждении количество выделенной теплоты¹ может оказаться недостаточным для того, чтобы повысить температуру до точки затвердевания. Тогда кривая охлаждения имеет вид кривой III (фиг. 3). После переохлаждения b на 55° кривая поднимается только до 1519° , так что максимум кривой лежит на 9° ниже истинной точки затвердевания (1528°) железа. Переохлаждение можно ослабить взбалтыванием расплавленной массы во время охлаждения или введением кристаллика (зародыша) соответствующего металла (прививка).

По Тамману (Тампман) (¹), под действием зародыша образование кристаллов начинается при достижении температуры затвердевания, и затвердевание происходит нормально.



Фиг. 3. Кривые охлаждения чистого железа.

Точки плавления элементов, наиболее важных в технике, приведены в табл. 3.

Температурная остановка, соответствующая на кривой охлаждения затвердеванию, а на кривой нагревания — плавлению, указывает на то, что теплосодержание вещества претерпевает при этой температуре скачкообразное изменение. При одной и той же температуре теплосодержание жидкого металла больше, чем твердого. Разность между этими двумя величинами количества тепла, отнесенная к единице веса, называется теплотой плавления вещества.

Во время затвердевания, подобно содержанию тепла, изменяется скачкообразно и объем, уменьшаясь у большинства металлов (усадка). Поэтому сосуд или форма, целиком заполненные жидким металлом, после затвердевания его могут быть заполнены не вполне. Разность объемов до и после затвердевания выражается в виде пустоты, называемой усадочной раковинной. Раковины образуются всегда там, где масса металла затвердевает в последнюю очередь, как это вытекает из следующего соображения. На фиг. 4. жирный черный контур представляет собой продольный разрез формы, наполненной жидким металлом до уровня АВ. Принимаем, что жидкий металл и форма имеют одинаковую температуру, что освобождающаяся при затвердевании теплота отводится только через стенки формы, при чем отвод теплоты происходит так медленно, что вся система длительно остается при

¹ Внутренней.

Таблица 3

Атомные веса, точки плавления, удельные веса и точки превращения наиболее важных элементов

Элемент	Обозначение	Атомный вес ¹ (кислород 16)	Точки плавления °C	Удельный вес ¹	Точки превращения
Алюминий . . .	Al	26.97	660	2.70	
Сурьма	Sb	121.76	630.5	6.67	
Мышьяк	As	74.96	817 ²	5.72	
Барий	Ba	137.37	850	3.60	
Бериллий	Be	9.02	1273 ± 5	1.84	
Свинец	Pb	207.2	327.5	11.34	
Бор	B	10.82	2200	1.73	
Кадмий	Cd	112.4	320.9	8.64	
Кальций	Ca	40.07	808	1.55	
Церий	Ce	140.2	635	6.8	
Хром	Cr	52.01	> 1700	7.0	
Железо	Fe	55.84	1528	7.86	768, 906, 1401
Золото	Au	197.2	1063	19.3	
Иридий	Ir	193.1	2350	22.4	
Кадий	K	39.10	63.5	0.86	
Кобальт	Co	58.97	1490	8.8	11, 50, 985
Углерод	C	12.00	3500 - 3600	3.51	
Медь	Cu	63.57	1083	8.93	
Литий	Li	6.94	180	0.53	
Магний	Mg	24.32	650	1.74	
Марганец	Mn	54.93	1245	7.30	
Молибден	Mo	96.00	2630	10.20	
Натрий	Na	23.00	97.6	0.97	
Никель	Ni	58.68	1452	8.80	320
Палладий	Pd	106.7	1557	11.50	
Фосфор	P	31.04	44	2.35	
Платина	Pt	195.2	1770	21.40	
Ртуть	Hg	200.61	- 38.9	13.60	
Родий	Rh	102.9	1970	12.30	
Сера	S	32.07	112.8	1.96	
Серебро	Ag	107.88	960.5	10.50	
Кремний	Si	28.06	1414	2.34	
Тантал	Ta	181.5	2850	16.60	
Телур	Te	127.5	453	6.25	
Торий	Th	232.12	> 1700	11.00	
Титан	Ti	47.90	1800	4.50	
Уран	U	238.18	1300-1400	18.70	
Ванадий	V	51.00	1720	5.60	
Висмут	Bi	209.00	271	9.80	
Вольфрам	W	184.00	3400	19.10	
Цинк	Zn	65.37	419	7.14	174, 322
Олово	Sn	118.70	232	7.28	161
Цирконий	Zr	91.2	1927	6.40	

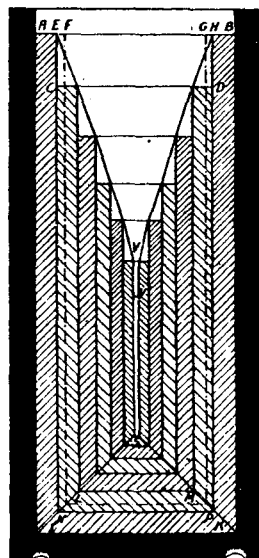
¹ Точка плавления, удельные веса и атомные веса см. Landolt - Börnstein. Физико-химические таблицы, 1927, 5 изд. и дополнит. том.

² Под давлением в 35,8 атм; сублимируется при атмосферном давлении, не плавясь.

температуре плавления металла, и, наконец, что затвердевание происходит не непрерывно, а слоями. Представим себе, что цилиндр жидкого металла разделен на несколько концентрических слоев. Толщина первого слоя в жидком состоянии — AF или BG . При затвердевании толщина этого слоя уменьшается на величину EF или HG , так что из жидкого полого цилиндра $AELMGBKIA$ получается твердый полый цилиндр с толщиной стенки $AE—HB$.

До сих пор на долю жидкого ядра приходился объем $ELMG$, теперь же этот объем увеличился и стал равным $ENPH$. Следовательно, мениск жидкости должен понизиться на определенную величину, примерно до CD . Вследствие образования твердого цилиндра, стенки формы сделались толще, и описанный процесс повторяется до тех пор, пока не затвердеют последние остатки жидкого металла. Усадочная раковина из-за постоянного понижения мениска жидкости принимает воронкообразную форму EVH .

На практике процесс затвердевания значительно сложнее, так как сделанные выше предположения никогда в действительности полностью не осуществимы. В частности, теплота отводится не только через стенки формы, но и через открытый мениск, так что на уровне первоначальной поверхности AB может образоваться слой затвердевшего металла, от которого будет отступать нижежащая поверхность жидкости. Не бывает также, чтобы во время затвердевания вся система имела температуру плавления металла. Обычно стенки и внешние слои болванки уже значительно охлаждены, в середине же затвердевание еще не закончилось.

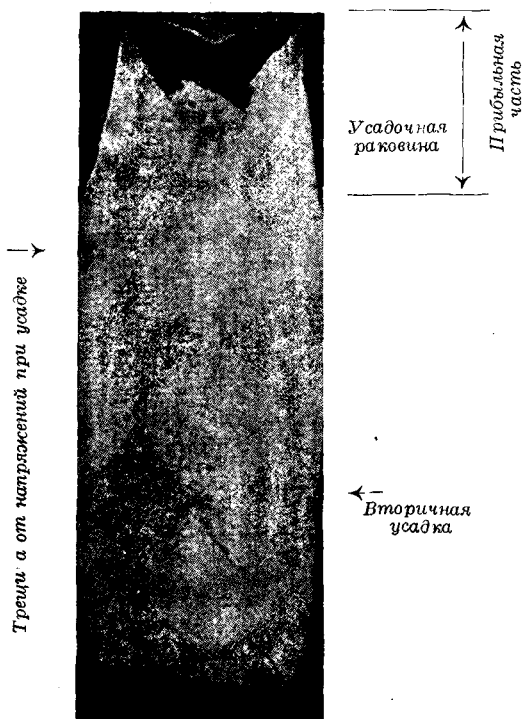


Фиг. 4. Схематическое изображение образования усадочной раковины.

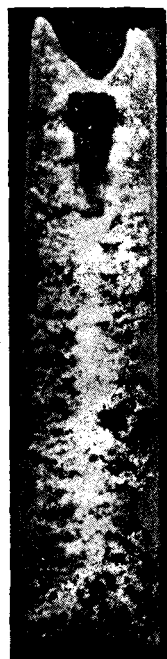
Усадочная раковина может продолжать распространяться также после прекращения затвердевания и за счет трещин внутри металла продолжаться в нижней части слитка. Для того, чтобы понять это явление, представим себе болванку, состоящую из двух частей — закрытого снизу цилиндрического кольца $AENPHVKIA$ (фиг. 4) и ядра $ENPHVE$. Кольцо полностью охлаждено, в то время как ядро еще нагрето. Кольцо и ядро образуют единое тело, — они связаны друг с другом по поверхности соприкосновения $ENPH$. Когда ядро охлаждается, оно должно иметь возможность сжиматься. Но так как оно неразрывно связано с кольцом, то сжатие не может вызвать уменьшения диаметра ядра. В ядре, следовательно, возникают внутренние натяжения, так как оно, несмотря на охлаждение, должно сохранить первоначальный диаметр NP и первоначальную длину. Как только эти натяжения превысят сопротивление металла, появляются внутренние трещины. Места слабины (богатые включениями) могут занимать

такое положение, что эти трещины образуются в наиболее теплой осевой части ядра, как продолжение усадочной раковины.

На фиг. 4 это изображено клинообразной щелью VS, идущей вертикально из V. Не всегда этот процесс протекает описанным образом; часто натяжения вызывают значительное число конусообразно расположенных трещин и разрыхление строения (усадочная рыхлость). Это продолжение собственно усадки называют часто вторичной усадкой.



Фиг. 5. Стальной ели-точек с усадочной раковиной в прибыльной части, усадочной трещиной и вторичной усадкой в нижней части.



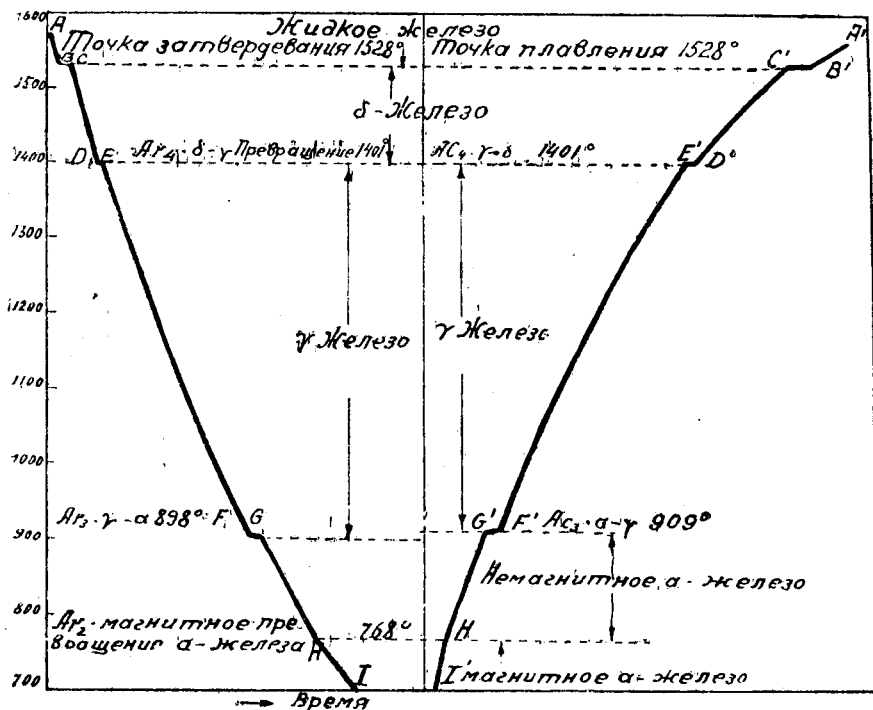
Фиг. 6. Парафиновый слиток с усадочной раковиной и мостиком в ней.

На фиг. 5 изображена стальная болванка с вторичной усадкой в нижней части (и с трещиной на периферии).

Совершенно особый вид усадки — образование усадки (пор) между кристаллами. Происходит оно следующим образом. Когда несколько кристаллов при их росте сталкиваются, так что заключенный между ними маточный раствор не имеет никакой связи с остальной жидкостью, то после затвердевания этот раствор образует пустоту, которая будет

тем больше, чем сильнее сжатие металла в момент затвердевания и чем больше маточного раствора было заключено между кристаллами. Таким образом образуется губчатое строение, не дающее вывиться более крупным пустотам.

Эти явления имеют большое значение при отливке металла, так как пустоты понижают прочность и затрудняют придание отливке соответствующей формы. Изучение явлений затвердевания облегчается тем, что вместо металлов применяют стеарин, парафин и т. п.,



Фиг. 7. Кривые охлаждения и нагревания чистого железа.

как это было проведено с успехом Гоу (Howe) и в особенности Брирлеем (Brearley)¹; На фиг. 6 изображена парафиновая болванка, в верхней части которой видна усадочная раковина, разделенная так называемым мостом на две части.

2. Превращения

Переход из одного агрегатного состояния в другое, связанный с скачкообразным изменением теплосодержания, не является единственным изменением состояния, которому могут подвергаться металлы.

¹ См. Брирлей-Рпатц-Нессельштраус, Слитки и изложницы. Изд. «Техника и производство», Ленинград 1928.— Ред.

Многие из них претерпевают после затвердевания дальнейшие превращения, которые также можно обнаружить скачкообразным изменением теплосодержания или других свойств.

На фиг. 7 изображены кривая охлаждения AI и кривая нагревания $A'I'$ чистого железа. Первая температурная остановка BC при 1528° соответствует затвердеванию чистого железа. От C до D кривая идет плавно; при 1401° появляется вторая температурная остановка DE , при 898° — третья FG и при 768° — кривая обнаруживает перегиб H . Соответствующие перегибы имеются и на кривой нагревания: первый H' — при 768° , второй $G'F'$ — при 909° , третий $E'D'$ — при 1401° и четвертый $C'B'$ — при 1528° .

Температурные остановки, которые указывают на тепловые явления, соответствуют изменениям состояния, заключающимся частично в изменениях кристаллической решетки.

Состояние железа (модификация, аллотропическая модификация) между 1528° и 1401° обозначают буквою δ , затем идет γ -железо, устойчивое между 1401° и 898° . Ниже 898° железо переходит в α -форму, именно в магнитное α -железо ниже 768° и немагнитное между 768° и 898° .

[Еще не так давно немагнитное α -железо (область 768 — 898°) металлургии полагали самостоятельной аллотропической модификацией, обозначаемой β -железом. Ныне от этого воззрения отказались, так как установлено, что β -железо является, по существу, α -железом, но с отличными от α -железа магнитными свойствами. Кристаллическая решетка у обеих форм — одинаковая. *Прим. ред.*]

Температурные остановки, по Осмонду (Osmond)¹ обозначаются буквою A . Если температурные остановки расположены на кривой нагревания, буква A сопровождается буквою c (*chauffage*), если же на кривой охлаждения — то буквою r (*refroidissement*) и каждая из них отмечается, согласно своему положению, порядковыми числами 1, 2, 3 и 4, как индексами (например, A_{c3}).

При построении кривой охлаждения (для определения точки превращения) наблюдают обычно переохлаждение. Если освобождающегося количества тепла при значительном переохлаждении недостаточно для того, чтобы повысить температуру опыта до истинной температуры превращения, то имеет место явление, представленное на кривой III фиг. 3.

Если температуру превращения определяют по кривой нагревания, то можно наблюдать для точек превращения в этом случае также и перенагревание, т. е. материал может быть нагрет выше температуры превращения, без наступления его. Подобное явление при плавлении металлов еще не наблюдалось.

¹ В подлиннике автор указывает, что обозначение остановок буквою A введено Черновым и Осмондом, открывшим их. Это неточно. Первый, указавший на превращения в стали, проф. Д. К. Чернов, обозначил точку перехода γ — α буквою b , а перлитную остановку (700°) — буквою a (см. главу железо-углерод) — точки a и b Чернова. Впоследствии Осмонд дал новое обозначение остановкам в железе — A . — *Ред.*

Точки превращения, определенные по кривой охлаждения, лежат поэтому почти всегда при более низких температурах чем определенные по кривой нагревания. Эта разность температур называется гистерезисом. Величина гистерезиса зависит от условий опыта, именно от скорости нагревания и охлаждения. С увеличением их увеличивается и гистерезис.

Так, Руэр (Ruer) и Ф. Геренс (F. Goerens) нашли, что γ -превращение может быть понижено на 8° , если скорость охлаждения увеличить с 1 до 12° в минуту. Достаточно большой скоростью охлаждения, так называемой закалкой, некоторые превращения можно уничтожить частично или полностью и получить при обыкновенной температуре такое состояние вещества, которое нормально свойственно ему при более высоких температурах.

Не только теплосодержание и магнетизм, но и остальные свойства, как электропроводность, плотность, тепловое расширение и т. д., претерпевают при переходе металла из одного состояния в другое скачкообразные изменения, определение которых в некоторых случаях может явиться проверкой величин, полученных термическим путем.

Изменение объема олова имеет большое практическое значение. При 18° олово имеет точку превращения. Однако благодаря гистерезису это превращение происходит при очень низкой температуре (ниже 0°). При этом обыкновенное белое олово переходит в другую модификацию — серое олово, имеющее значительно меньший удельный вес по сравнению с обычным. Вследствие увеличения объема, вызванного превращением, измененные части распадаются в порошок (оловянная чума). Поэтому избегают пользоваться оловом на сильном холоду. Если разрушение началось, оно продолжается до тех пор, пока температура снова не поднимется выше 18° .

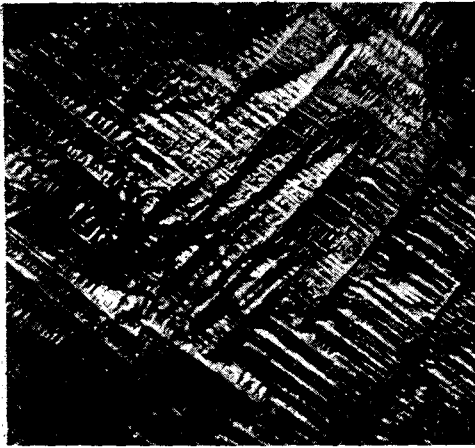
Таким путем были разрушены значительные ценности (органные трубы, памятники и др.).

в) Кристаллизация, структура

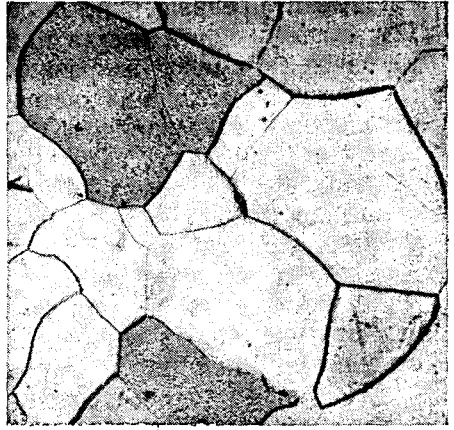
1. Доказательство кристаллического состояния затвердевшего металла

Металлы имеют кристаллическое строение, в чем нетрудно убедиться по различным признакам. Часто на поверхности свободно затвердевшего металла можно видеть скелеты кристаллов (дендриты), образец которых, данный Кемпбеллом (Campbell), изображен на фигуре 8. Но в общем вполне развитые кристаллы встречаются редко, и обычно металлы состоят из конгломерата кристаллических осколков¹, кристаллическое строение которых можно определить

¹ Kristallbruchstücken — считаем этот термин автора неудачным, мы здесь имеем не осколки, а недоразвившиеся вследствие взаимного сдавливания, а поэтому неправильной формы кристаллы. — *Ред.*



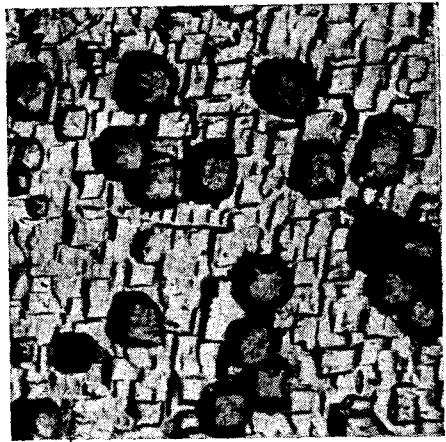
Фиг. 8. Поверхность слитка сурьмы; дендритное образование кристаллов (Кемпбелл).



Пикриновая кислота × 200
Фиг. 9. Зерна феррита. Различная ширина линий, ограничивающих зерна, объясняющаяся теневыми эффектами.



× 300
Фиг. 10. Литое железо. Фигуры травления, вызванные травлением двухлористой аммонийномедной солью. Одно зерно выделяется благодаря однородным кубообразным фигурам травления среди других зерен, обладающих вследствие иного направления кристаллографических осей иной растворимостью.



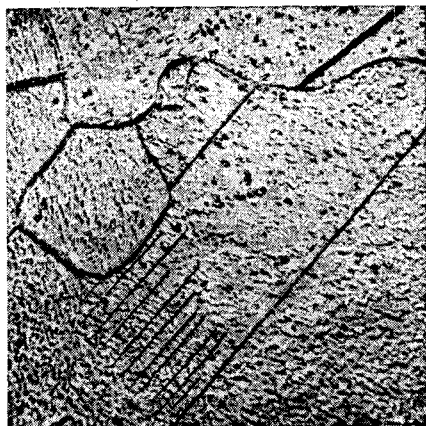
× 300
Фиг. 11. Фигуры травления в крупном зерне мягкого железа.

только специальными способами под микроскопом. Для определения строения изготавливается плоский срез металла и поверхность его после легкой протравки наблюдается при соответствующем увеличении под микроскопом. На фиг. 9 представлена наблюдаемая обычно картина строения. Видны беспорядочные скопления неправильно ограниченных зерен, кристаллическое строение которых сначала нельзя обнаружить. При более сильном травлении выявляется кристаллический характер фигур травления, полученных, например, при глубоком травлении литого железа двойной хлористой солью меди и аммония (фиг. 10 и 11).¹ На фиг. 10 одно зерно выделяется среди прочих одинаковыми кубическими фигурами травления. В других же зернах из-за иного направления кристаллических осей¹ имеет



× 9

Фиг. 12. Четырехугольный отпечаток шарика на крупном кристалле четырехпроцентного кремнистого железа, образовавшийся вследствие различных значений предела упругости в направлении различных осей кристалла; линии скольжения как результат деформации.



× 200

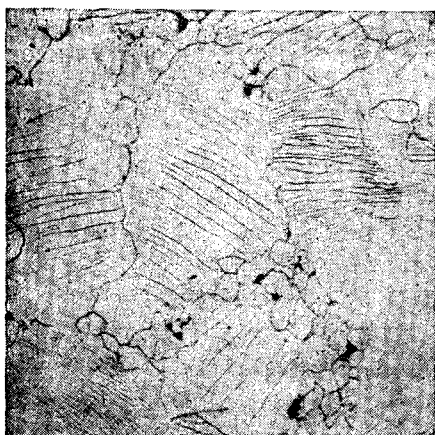
Фиг. 13. Параллельные линии скольжения в зерне мягко отожженного электролитического железа — в результате слабой деформации.

место иная скорость растворения при протравке. На фиг. 11 изображены фигуры травления большого зерна чистого литого железа.

На подобных зернах можно убедиться в том, что прочность кристаллических зерен по различным направлениям неодинакова. Если деформировать очень крупное зерно небольшим закаленным стальным шариком, то вместо круглого отпечатка получается приблизительно четырехугольный — из-за различной пластичности в различных направлениях (фиг. 12). Если же отпечаток шарика сделать на бруске железа с зернами нормального размера, то деформируются несколько зерен (с различным направлением осей) и отпечаток получается круглым.

¹ По отношению к плоскости шлифа. — Ред.

Четырехугольный отпечаток шарика указывает на то, что пределы упругости в направлении диагонали меньше, чем в направлении под углом в 45° к нему. Появляющиеся при этом на кристаллических зернах линии скольжения также указывают на то, что предел упругости в направлении диагонали отпечатка был превышен при деформации в первую очередь. На полированных шлифах металла можно всегда наблюдать остаточную деформацию, которая состоит в сдвиге кристаллов по плоскостям скольжения (фиг. 13). Часто эти деформации происходят также при изменении кристаллографической ориентации частей кристалла.



× 100

Фиг. 14. Линии течения в сильно смятом бруске мягкого железа.

В таких случаях на первоначальном кристалле появляются двойники. При более сильных изменениях формы зерен металла эти линии, сначала прямые, искривляются. В таком состоянии их можно назвать линиями течения (фиг. 14).

2. Кристаллизация

Переход из жидкого состояния в твердое происходит у металлов всегда с образованием кристаллов; до сих пор не наблюдалось еще затвердевания металлов в аморфное стекло. Как уже было указано на стр. 8, при затвердевании часто имеет место явление переохлаждения, так что здесь можно применить соображения, высказанные

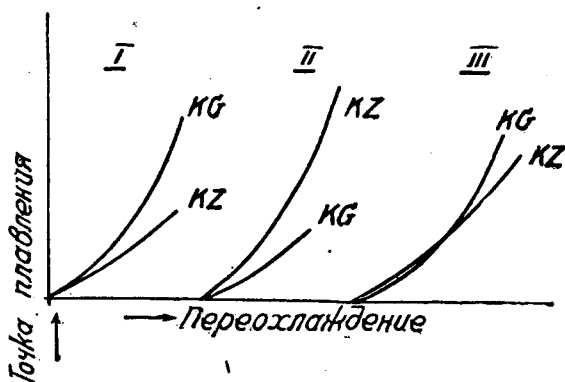
Тамманом (1) относительно процесса кристаллизации. Весовое количество кристаллов, образующееся при затвердевании в единицу времени, зависит только от количества выделившегося тепла. Образуется ли при этом большое число небольших кристаллов или малое число крупных — зависит от способности металла самопроизвольно образовывать кристаллы, от кристаллизационной способности и от скорости, с которой образовавшийся кристалл может продолжать расти, так называемой линейной скорости кристаллизации (KG). Первое из этих двух свойств можно измерить, определяя количество образующихся в единицу времени центров кристаллизации, так называемое число центров или зародышей (KZ).

Линейная скорость кристаллизации и число центров зависят от температуры. Оба сначала растут с увеличением переохлаждения, а затем, у некоторых веществ, снова понижаются после перехода через максимум. Если такое вещество (например, некоторые силикаты) удастся перевести без начавшейся кристаллизации в область температуры, при которой и скорость кристаллизации и число центров очень незначительны, то образование кристаллов прекращается и получается стекло. У металлов подобное явление не наблюдается; за-

висимость числа центров и скорости кристаллизации от температуры схематически представлена на фиг. 15 кривыми. В случае I скорость кристаллизации больше числа центров. Это значит, что при затвердевании большее количество металла затвердело вследствие роста уже имеющихся кристаллов, чем вследствие новообразования кристаллов: следовательно, структура должна состоять из небольшого числа больших кристаллов. Наоборот, в случае II кривая KZ проходит выше кривой KG. Здесь большее количество металла затвердело вследствие новообразования кристаллов и меньшее—вследствие роста существующих; структура — большое количество мелких кристаллов. В случае III кривая KZ проходит сначала выше кривой KG, затем кривые пересекаются и скорость кристаллизации становится больше числа центров.

Когда затвердевание переходит за определенный температурный интервал, то структура будет состоять из двух зон: мелкокристаллической и крупнокристаллической.

На практике присутствие нерастворимых загрязнений (например, частиц шлака) сильно влияет на способность образования кристаллов. Эти загрязнения действуют как зародыши кристаллов и могут, таким образом, мнимо повысить число центров. Более подробно об этом будет сказано в третьей части.



Фиг. 15. Скорость кристаллизации (линейная) (KG) и число центров (KZ).

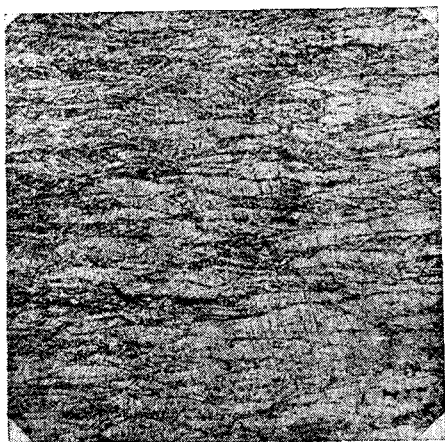
3. Перекристаллизация (и рекристаллизация)

Форма и величина отдельных кристаллов не определяются окончательно при образовании кристаллов в период затвердевания. Обычно на них оказывают значительное влияние механические деформации, аллотропические превращения и тепловая обработка. Во многих случаях достигнутое при затвердевании (первичное) состояние кристаллизации настолько неблагоприятно в смысле формы, величины и расположения кристаллов, что оно требует дополнительных изменений, чтобы придать металлу необходимую прочность и устранить существующую большей частью первоначальную хрупкость.

Большинство металлов обладает свойством претерпевать при высокой температуре значительные изменения формы, не утрачивая при этом своей сплошности, т. е. связи между частицами, иначе говоря, металлы обладают свойством ковкости. Во время процессаковки разрушаются крупные кристаллы, и в то же время из обломков

их образуются новые кристаллы, величина которых зависит от температуры и от времени, имеющегося для новообразования.

При переходе из одного состояния в другое также происходят часто глубокие изменения кристаллической структуры. Разрушение олова вследствие «оловянной чумы» мы уже рассмотрели. И у железа также превращение из α -состояния в γ связано с измельчением зерна. Это практически используется для того, чтобы из крупнозернистого хрупкого металла получить мелкокристаллический вязкий.



$\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ $\times 300$
Фиг. 16. Латунь с 20% Zn (холоднокатанная). Деформированные α -полиэдры



$\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ $\times 300$
Фиг. 17. Латунь с 20% Zn, отожженная. α -полиэдры.

Особенно интенсивное разрушение кристаллов происходит при деформации на холоду (например, при холодной протяжке). Под этим понимают изменения, которые испытывают металлы при обыкновенной температуре, т. е. температуре, при которой скорость кристаллизации так мала, что новообразование кристаллов из обломков деформированных протекает медленнее, чем разрушение первоначальных кристаллов. Деформация на холоду может продолжаться до истощения способности металла к деформации. Дальнейшая деформация приведет к разрушению металлического изделия. В состоянии значительной деформации в металле нельзя обнаружить равномерной структуры — вместо правильно сформированных равновесных зерен обнаруживаются волокна и вытянутые обломки зерен (фиг. 16). Нагревание такого металла до более высокой температуры вызовет новообразование кристаллических зерен — явление, называемое рекристаллизацией. На фиг. 17 дана структура деформированного на холоду металла, представленного на фиг. 16 после рекристаллизации. Каждый металл имеет характерную температуру или очень узко ограниченную область температур, внутри которой происходит бы-

срое новообразование кристаллов и связанное с ним резко выраженное изменение определенных свойств их.

В табл. 4 даны температуры рекристаллизации по Бочвару для ряда металлов и отношения их к температурам плавления по абсолютной шкале.

Таблица 4

Температура рекристаллизации T_R и отношение ее к температуре плавления T_S (по Бочвару)

Металл	T_R	T_S	T_R / T_S
Аи	473	1336	0,35
Ag	473	1234	0,38
Си	473—503	1357	0,35—0,37
Fe	623—723	1803	0,35—0,40
Ni	803—933	1724	0,46—0,54
W	1473	3630	0,40
Ta	1273	3123	0,41
Mo	1173	2773	0,42
Al	423—513	932	0,45—0,55
Zn	—280—348	692	0,40—0,50
Sn	—270—298	505	0,53—0,59
Cd	—280	594	0,49
Pb	—270	600	0,45
Pt	723	2037	0,35
Mg	423	923	0,45

В. СПЛАВЫ

Под сплавами понимают смеси двух или более металлов или смеси металлов с металлоидами, обладающие характерными свойствами металлического состояния, например, высокой теплопроводностью и электропроводностью. Если сплав состоит из двух веществ, его называют двойным или бинарным, если из трех или четырех — тройным или четверным сплавом.

а) Двойные сплавы

1. Графическое изображение двойных систем

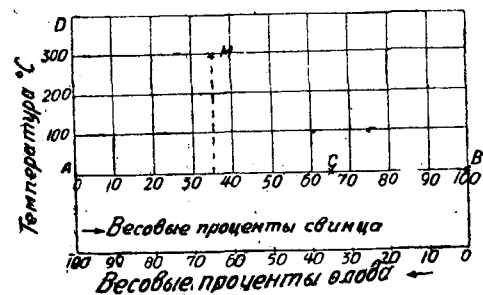
Для того, чтобы графически изобразить все возможные соотношения смеси из двух компонентов—так называемой бинарной или двойной системы, достаточно одной прямой линии. На оси AB , начиная от точки A (фиг. 18), наносят процентное содержание одного из компонентов, например—свинца, до 100%; так, точка C представляет сплав 65% свинца и 35% олова. Для изображения температуры системы наносят перпендикулярно к оси концентраций AB ось температур AD . Любая точка в плоскости DAB характеризует, следова-

тельно, концентрацию и температуру определенной смеси. Так, например, точка *M* соответствует сплаву 35% свинца и 65% олова при температуре 300°.

Совокупность веществ, подвергнутых исследованию, называют кратко системой. Сплавы из свинца и серебра образуют систему свинец-серебро. Те составные части системы, соотношения которых можно произвольно выбирать или изменять, называют компонентами. В системе свинец-серебро можно поэтому свинец и серебро назвать компонентами. Компонентами системы хлористый аммоний-вода являются хлористый аммоний и вода, но отнюдь не хлор, азот, водород и кислород, так как, например, соотношение $\frac{\text{азот}}{\text{хлор}}$ не может выбираться произвольно, так как оно определяется составом хлористого аммония. Соотношение же $\frac{\text{хлористый аммоний}}{\text{вода}}$ может выбираться произвольно.

По числу компонентов систему называют двойной или бинарной — при двух компонентах, тройной — при трех компонентах и т. д.

Фазами называют те физически гомогенные (однородные) части системы, которые можно отделить друг от друга механически. Так, например, смесь льда и воды при 0° состоит из



Фиг. 18. Графическое изображение бинарного (двойного) сплава.

одного вещества — H_2O , поэтому ее можно назвать однокомпонентной системой. Фильтрованием можно отделить лед от воды; обе части системы, лед и вода, отделяемые друг от друга механически, представляют собой фазы одной системы. Принимая во внимание, что, кроме воды и льда, всегда имеется еще и пар, найдем, что система состоит из трех фаз: парообразной, жидкой и твердой (кристаллической).¹

Газообразные системы всегда состоят из одной фазы, так как газы смешиваются друг с другом в любых пропорциях.

Если компоненты системы — жидкости, то возможны различные случаи. Некоторые жидкости ведут себя подобно газам. При смешивании одна жидкость диффундирует в другую до тех пор, пока в каждой точке смеси жидкостей состав не будет одинаков.

Так, например, ведет себя система вода-алкоголь. Другие системы, наоборот, после смешения расслаиваются с образованием двух лежащих друг над другом, в зависимости от удельного веса, слоев жидкости (например, вода и масло).

¹ Об этом см. у Таммана (1).

Подобные явления наблюдаются и у металлов. Так, расслаиваются подобно воде и маслу, расплавленный свинец и расплавленное железо. Анализ верхнего слоя металла показывает железо, свободное от свинца, в то время как нижний слой представляет собой свинец, не содержащий железа. Следовательно, свинец и железо в жидком состоянии совершенно не растворимы друг в друге.

Не всегда, однако, в подобных случаях разделение жидкостей происходит так, что оба компонента разделяются целиком на два слоя, особенно если разность удельных весов незначительна. Если вязкость жидкой массы велика и разделение происходит очень медленно, то может иметь место такой случай, при котором после затвердевания образуются не два легко отличаемые друг от друга слоя металла, но один металл механически примешен к другому. Такие смеси металлов, у которых один металл распределен во втором в виде капелек, называют эмульсиями.

II. Правило фаз

При нагревании свинец начинает плавиться при 327° . Предположим, что после того, как определенное количество свинца перешло в жидкое состояние, приток тепла прекратился и образовалась смесь твердого и жидкого свинца при 327° . В таком состоянии система может находиться произвольно долго без изменения: она находится в равновесии. Вообще, в точке плавления металла жидкая и твердая фаза (см. стр. 22) находятся в равновесии. Наоборот, из одновременного существования жидкого и твердого свинца можно вывести заключение, что система обладает температурой 327° , так как при более высокой температуре весь свинец превращается в жидкость, при более низкой — весь затвердевает. Естественно при этом предположить, что температура системы во всех точках одинакова.

Относительно числа фаз, которые могут при определенной температуре находиться друг с другом в равновесии, существует правило фаз, данное Гиббсом (Gibbs). По этому правилу (предполагая давление постоянным) имеет место следующая связь между числом компонентов системы, числом фаз, температурой и концентрацией:

$$F = n + 1 - P, \quad (1)$$

где F — число степеней свободы, т. е. число возможностей изменения каких-либо факторов, обуславливающих равновесие (число компонентов, число фаз, температура, концентрация), без нарушения структуры системы (без нарушения равновесия);

n — число компонентов;

P — число фаз.

Поясним это уравнение примерами:

1. Система состоит из одного компонента — чистого железа, при чем существует только одна фаза — жидкое железо. Тогда $n = 1$ и $P = 1$.

По уравнению (1) F будет равно 1. Система имеет одну степень свободы, она может существовать (оставаясь жидкой) при различных температурах.

2. Система железа состоит из двух фаз — жидкого и твердого железа. Тогда $n = 1$, $P = 2$ и $F = 1 + 1 - 2 = 0$. Число степеней свободы равно нулю; это значит, что температуру нельзя произвольно выбирать или изменять, существует только одна температура, при которой система может находиться в равновесии, именно температура плавления железа.

3. Бинарная система, олово-свинец находится в расплавленном состоянии и, следовательно, состоит из одной жидкой фазы. Тогда $n = 2$, $P = 1$ и $F = 2 + 1 - 1 = 2$.

Эта система обладает двумя степенями свободы, поэтому существуют различные температуры и различные концентрации, при которых система находится в равновесии.

4. Та же система состоит из двух фаз — жидкого сплава и кристаллов свинца; при этом $F = 1$. Следовательно, можно выбирать произвольно или температуру, или концентрацию. Предположим, что выбрана, например, температура 250° ; тем самым одна степень свободы уже использована; произвольно выбирать концентрацию уже нельзя, она определяется выбранными условиями. Из диаграммы состояний действительно следует, что только жидкий сплав с 65% свинца и 35% олова может находиться при 250° в равновесии с кристаллами свинца.

5. Та же система состоит из трех фаз: жидкого сплава, кристаллов свинца и кристаллов олова. Здесь $F = 0$. Нет ни одной степени свободы, следовательно, нельзя выбирать ни температуры, ни концентрации, обе вполне определены. Действительно, диаграмма показывает, что только при 180° , при эвтектической температуре, жидкий сплав может одновременно находиться в равновесии с кристаллами свинца и кристаллами олова.

6. Микроскопическое исследование серого чугуна обнаруживает следующие фазы: железо, графит и карбид железа. Число компонентов равно двум — железо и углерод. Тогда:

$$F = 2 + 1 - 3 = 0.$$

Число степеней свободы равно нулю. Казалось бы, что подобную систему можно наблюдать только при одной температуре и одной концентрации. В действительности же такую структуру можно наблюдать при различных температурах и концентрациях. Здесь мы сталкиваемся с кажущимся противоречием правилу фаз, которое, однако, отпадает, если принять во внимание, что упомянутая система не находится в равновесии. Так как правило фаз применимо только к системам, находящимся в равновесии, можно, наоборот, из существования слишком большого числа заключить, находится ли система в равновесии или нет и сколько фаз должно исчезнуть, чтобы установилось равновесие.

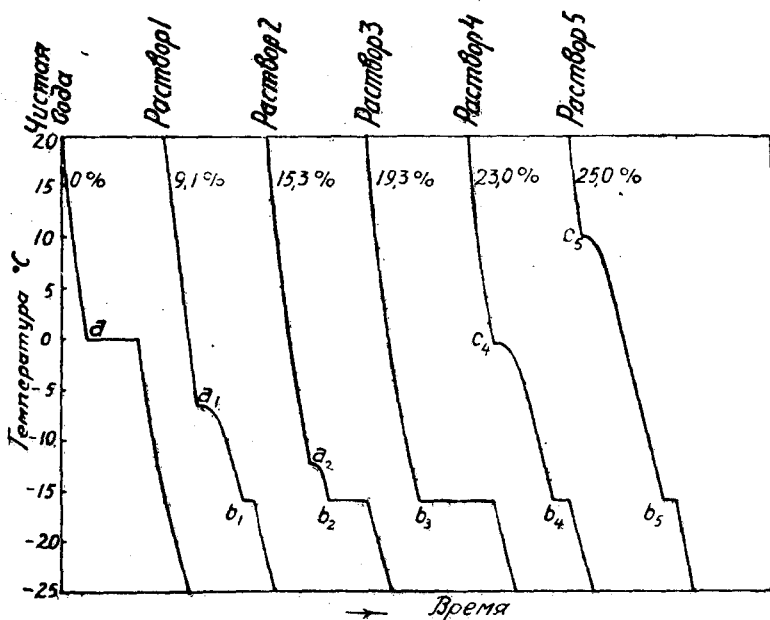
III. Примеры из практики

Процессы затвердевания сплавов совершенно подобны тем, которые наблюдаются при кристаллизации водных растворов и расплавленных соляных смесей. Рассмотрим процесс кристаллизации водного раствора нашатыря, чтобы пояснить на этом примере все наиболее существенное в явлении кристаллизации (двойных систем).

Сначала приготовим ряд растворов с возрастающим содержанием нашатыря, а именно:

Номер раствора	Содержание NH_4Cl % / % / %
1	9,1
2	15,2
3	19,3
4	23,0
5	25,0

Определенное количество каждого раствора помещается (в химическом стакане) в охлаждающую смесь, где исследуемые растворы могут охладиться до -20° . Во время охлаждения наблюдается температура и строятся кривые охлаждения растворов, приведенные на фиг. 19.

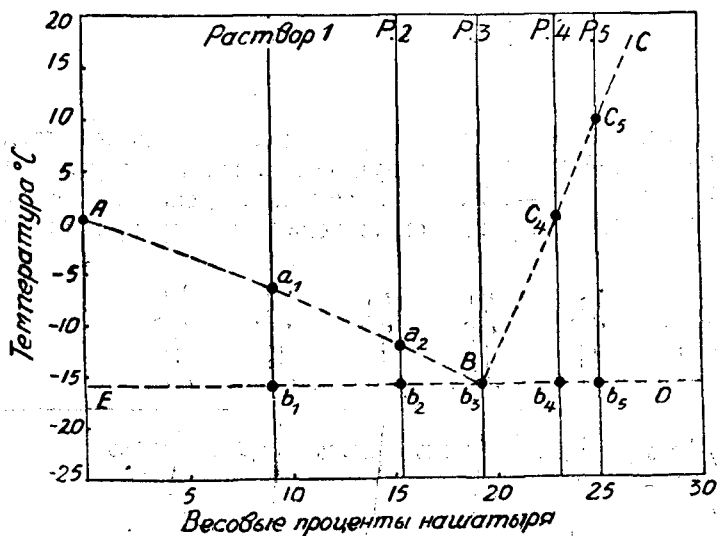


Фиг. 19. Кривые охлаждения водного раствора нашатыря (хлористого аммония).

Кривая охлаждения чистой воды дает единственную температурную остановку *a* при 0° , соответствующую переходу воды в лед.

Кривая охлаждения раствора 1 с 9,1% NH_4Cl не дает при 0° никакой температурной остановки. Только при $-6,6^\circ$ виден перегиб a_1 . Начиная от этой точки охлаждение происходит медленнее, чем от $+20^\circ$ до $-6,6^\circ$, и, наконец, при -16° появляется температурная остановка b_1 . Когда остановка пройдена, масса охлаждается снова с нормальной скоростью.

У кривой охлаждения раствора 2 с 15,3% нашатыря точка перегиба a еще более понизилась, именно до $-12,2^\circ$. Температурная остановка b_2 сохраняет свое положение -16° неизменным, но продолжительность остановки по сравнению с предыдущим раствором увеличилась.



Фиг. 20. Точки перегибов и температурные остановки водных растворов нашатыря.

Кривая охлаждения раствора 3 с 19,3% нашатыря имеет только температурную остановку b_3 при -16° , продолжительность которой снова увеличилась по сравнению с двумя предыдущими растворами.

На кривой охлаждения раствора 4 снова появляется перегиб a_4 при $-0,5^\circ$ и температурная остановка b_4 при -16° .

Раствор 5 имеет на кривой охлаждения перегиб a_5 при $+10^\circ$ и температурную остановку b_5 при -16° .

Построение кривых охлаждения или, по выражению Таммана (2), термический анализ водных растворов нашатыря, показывает, что кривые, в зависимости от содержания соли, имеют либо температурную остановку, либо перегиб и температурную остановку. Все растворы, содержащие нашатырь, имеют температурную остановку при -16° , положение же точки перегиба зависит от состава раствора.

Для получения наглядной картины положения перегибов и температурных остановок наблюдаемые точки наносят на график, откладывая на оси абсцисс концентрации, на оси ординат — температуры¹.

На фиг. 20 нанесены найденные для различных растворов точки, соединенные пунктирными линиями AB , BC , ED . Исследованием по возможности большего числа растворов можно точно установить ход этих линий. При этом можно наблюдать, что температурная остановка при -16° появляется уже при очень слабой концентрации NH_4Cl , так что линия ED должна быть доведена непосредственно до оси ординат.

Для того, чтобы глубже понять значение этих линий, соединяющих точки перегибов и температурных остановок, нужно исследовать, какие явления, кроме тепловых, происходят в этих точках. Понятно само собой, что у чистой воды температурная остановка при 0° соответствует образованию льда. Во время охлаждения раствор 1 остается прозрачным — до понижения температуры до $-6,6^\circ$. Сейчас же после начала замедления охлаждения, что соответствует перегибу a_1 на кривой охлаждения, замечают, что однородный и прозрачный вначале раствор в некоторых местах мутнеет и что, в особенности по краям сосуда, образуются кристаллы, которые по мере дальнейшего охлаждения пронизывают всю жидкость.

Чтобы определить состав этих кристаллов, представим себе, что они удалены из жидкости (так называемого маточного раствора) и тщательно освобождены от ее остатков. Исследование показало, что кристаллы представляют собой чистый лед, в котором анализом нельзя обнаружить нашатыря. Кристаллы, которые были отделены после охлаждения ниже точки a_2 у раствора 2, также представляют собою лед. Таким образом исследование показало, что точки a , a_1 и a_2 (фиг. 20) соответствуют выделению кристаллов чистого льда из раствора.

Подобным же образом исследуем растворы 4 и 5, которые при термическом исследовании также дают перегиб и температурную остановку. Здесь также начинается выделение кристаллов, как только растворы охлаждаются до температур c_4 и c_5 . Исследуя, однако, эти кристаллы, обнаруживаем после удаления имеющейся на них жидкости, что они состоят из чистого безводного нашатыря. Точки c_4 и c_5 показывают, что при охлаждении соответствующих растворов при температурах c_4 и c_5 начинается выделение кристаллов чистого нашатыря из маточного раствора.

Далее, опыт показывает, что верхние температурные остановки только тогда соответствуют выделению чистого льда, когда содержание нашатыря в растворе ниже 19,3%. Кристаллизация же с образованием кристаллов нашатыря начинается у тех растворов, концентрация которых выше 19,3%. Это может быть выражено следующим образом: все растворы, лежащие на фиг. 20 влево от точки B , начинают выделять лед, как только их температура, понижаясь, достигнет

¹ То-есть исключают время. — Ред.

кривой AB ; все растворы, лежащие справа от точки B , выделяют чистый нашатырь, когда их температура, понижаясь, достигнет линии BC . Эти явления можно объяснить следующим образом.

В системе вода-нашатырь AB соответствует первичному выделению кристаллов льда, BC — первичному выделению кристаллов нашатыря.

В есть точка пересечением AB и BC . Следовательно, точка эта относится одновременно к обоим линиям, и можно ожидать, что из раствора, концентрация которого соответствует B ($= 19,3\%$ нашатыря), выделяются одновременно оба вида кристаллов — и лед и нашатырь. Опыт показывает, что кристаллы, образующиеся во время температурной остановки b_3 , представляют собою смесь из различных при большом увеличении обоих видов кристаллов — льда и нашатыря. Количественное соотношение между ними в точности равно соотношению их в растворе, т. е. $19,3\% \text{ NH}_4\text{Cl}$ и $80,7\% \text{ H}_2\text{O}$. Этот раствор отличается от всех прочих растворов нашатыря тем, что он имеет только одну температурную остановку. Подобную смесь называют эвтектикой, а соответствующие ей температуру и концентрацию — эвтектическими.

Теперь понятно также, почему все остальные растворы должны иметь, кроме перегиба, еще одну температурную остановку при -16° . Вернемся к раствору 1. Мы установили, что при $-6,6^\circ$ начинается выделение кристаллов чистого льда. Так как определенное количество воды выделяется из жидкости в виде льда, остающийся маточный раствор беднеет водою и, следовательно, обогащается нашатырем. Соответственно прогрессирующему охлаждению увеличивается количество кристаллов льда, в то время как весь нашатырь остается в растворе. Содержание нашатыря приближается все более и более к эвтектическому — $19,3\%$; как только оно достигается и, следовательно, образуется эвтектический раствор, этот последний затвердевает при -16° при одновременной кристаллизации и воды, и нашатыря.

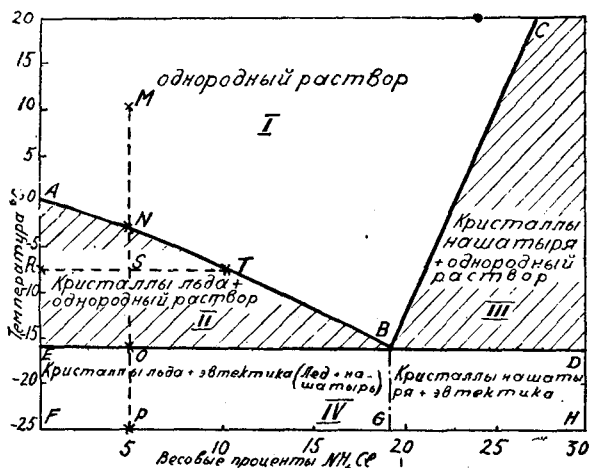
Растворы, лежащие слева от B , называют доэвтектическими или подэвтектическими, лежащие справа от B — заэвтектическими или надэвтектическими.

Из заэвтектических растворов начинают выделяться кристаллы чистого нашатыря — от точек перегиба, лежащих на линии BC . Вследствие этого остающаяся жидкость беднеет нашатырем, и ее концентрация приближается по мере выделения нашатыря к точке B . Окончание процесса кристаллизации и в этом случае характеризуется затвердеванием эвтектики.

Из всего сказанного видно, что линии AB , BC и EBD дают ясное представление о ходе затвердевания и плавления. Совокупность этих трех линий называют диаграммой состояния.

По диаграмме состояния можно изучать не только явления при охлаждении, но и явления, происходящие при нагревании. Смесь с 5% нашатыря при -25° находится в твердом состоянии (точка P , фиг. 21). При нагревании масса начинает при -16° частично пре-

вращаться в жидкость и, как показало исследование образующейся жидкости, она содержит 19,3% нашатыря, т. е. обладает концентрацией эвтектики. С повышением температуры увеличивается количество жидкости и изменяется ее состав, причем кристаллы льда растворяются. При температуре S , например, состав расплавленной массы совпадает с концентрацией точки T (10,5% NH_4Cl). С повышением температуры кристаллы льда, которые находились в смеси, растворяются в маточном растворе, понижая его концентрацию. При переходе точки N последние кристаллы льда перейдут в раствор, и снова образуется однородный жидкий раствор.



Фиг. 21. Диаграмма состояния системы вода-нашатырь.

По отношению к явлениям при нагревании отдельным линиям диаграммы состояния придается следующее значение:

EBD — плавление твердой эвтектики и начало растворения кристаллов льда или кристаллов нашатыря в жидкости.

AB — окончание плавления благодаря растворению последних кристаллов льда в жидкости.

BC — окончание плавления благодаря растворению последних кристаллов нашатыря в жидкости.

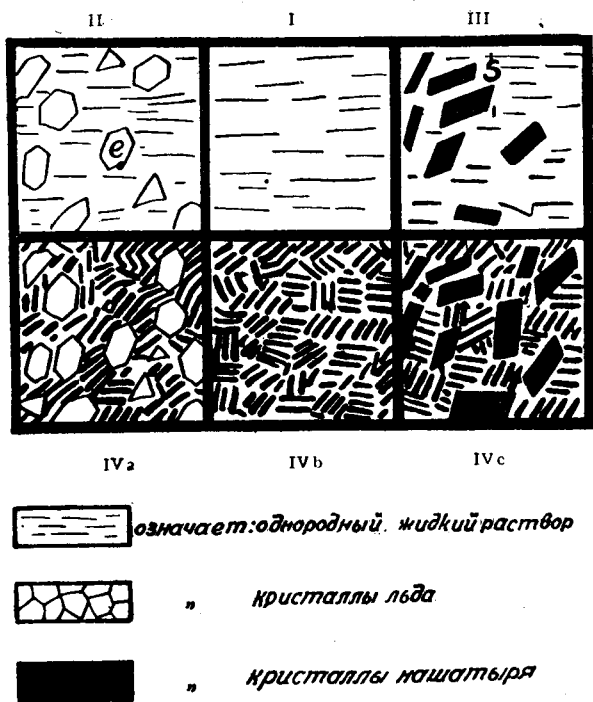
По значению линии ABC в диаграмме состояния ее часто называют линией плавления или линией точек плавления.

Диаграмма состояния делит плоскость, определяемую координатами «температура-концентрация», на области, характеризующие определенным состоянием. Линии, ограничивающие область определенного состояния, определяются теми температурами и концентрациями, при которых происходит изменение состояния. На фиг. 21 дана построенная на основании вышеописанных экспериментов диаграмма состояния. Различные ее линии имеют при явлении охлаждения следующее значение:

AB — из жидкого раствора начинают выделяться кристаллы льда.

BC — из жидкого раствора начинают выделяться кристаллы нашатыря.

ED — остаток маточного раствора затвердевает в эвтектику B (19,3% NH_4Cl).



Фиг. 22. Схематическое изображение структур систем $\text{H}_2\text{O} - \text{NH}_4\text{Cl}$.

Имеются следующие области состояния:

Область I: выше ABC система вода-нашатырь представляют собою однородную прозрачную жидкость — жидкий раствор.

Область II: внутри ABE система состоит из механической смеси кристаллов льда и жидкого раствора.

Область III: внутри CBD система состоит из смеси кристаллов нашатыря и жидкого раствора.

Область IV: ниже ED система состоит из кристаллов льда и нашатыря, причем:

- а) внутри $EBGF$ — из первичных кристаллов льда + эвтектика;
- б) при концентрации G (19,3% NH_4Cl) — только эвтектика;
- с) внутри $BDHG$ — из первичных кристаллов нашатыря + эвтектика.

Наглядное схематическое изображение структуры системы вода-нашатырь дано на фиг. 22. Здесь кристаллы льда изображены свет-

лыми, кристаллы нашатыря — темными. Римскими цифрами указано, какой области диаграммы (фиг. 21) соответствует данная структура.

Диаграмма состояния дает возможность не только изучить характер явлений, но из нее можно также сделать выводы и о количественных соотношениях между составляющими структурами, знание которых во многих случаях имеет ольшее значение. Например, пятипроцентный раствор подвергается охлаждению от температуры M -явление, изображенное прямой MR (фиг. 21). В точке N линия MR пересекает AB — линию начала выделения льда. После выделения определенного количества льда маточный раствор обогатится нашатырем. Вследствие этого дальнейшее выделение льда может последовать лишь после того, как температура понизится на определенную величину. Предположим, что система достигла температуры $S (= -7,5^\circ)$; находим состав маточного раствора, проведя через S горизонталь до пересечения с AB в точке T . Абсцисса точки T соответствует мгновенному составу маточного раствора. То, что это действительно так, вытекает из следующего соображения: линия AB соответствует началу кристаллизации; она выражает зависимость между концентрацией и температурой начала кристаллизации. Следовательно, если концентрация известна, то температуру начала кристаллизации можно определить как точку пересечения ординаты, соответствующей данной концентрации, с линией AB . Если, наоборот, известна температура, при которой должна происходить кристаллизация, то, найдя точку пересечения абсциссы, соответствующей данной температуре, с линией AB , определим концентрацию раствора. Мы как раз имеем дело с подобным случаем. Во время охлаждения от N до S выделяется определенное количество льда. Представляя себе кристаллы льда удаленными из системы, получим гомогенный раствор, из которого при малейшем охлаждении начинает выделяться лед. Из всех возможных растворов может быть только один, у которого выделение льда начинается при $-7,5^\circ$, а именно раствор T с 10,5% нашатыря, который лежит в точке T — точка пересечения линии AB с горизонталью RT , проведенной через S .

Зная положение точек R , S и T , можно рассчитать, в каком весовом отношении находятся количества выделяющегося льда и жидкости. Пусть при температуре S вес выделившихся кристаллов льда есть x , а y — вес маточного раствора. Общее количество нашатыря, которое содержалось в первоначальном растворе, находится в этих y граммах маточного раствора. Поэтому справедливо уравнение:

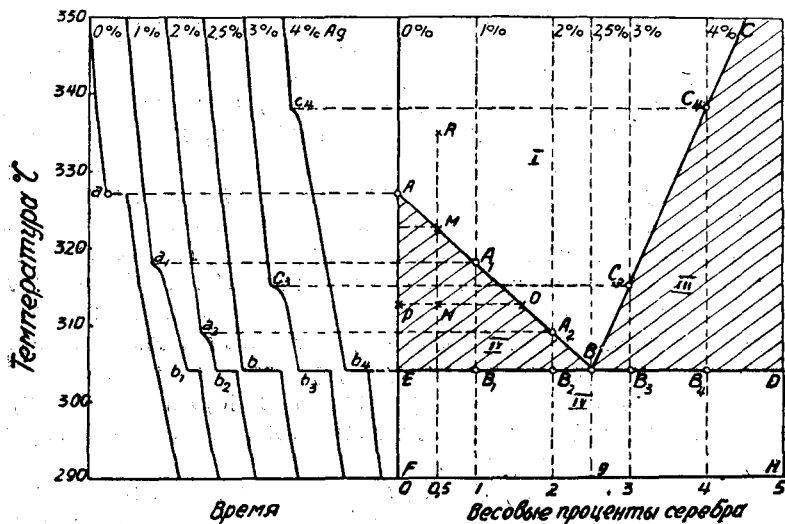
$$\begin{aligned}
 \underbrace{\overline{RT} \cdot y}_{\text{Вес нашатыря в маточном растворе}} &= \underbrace{\overline{RS} (x + y)}_{\text{Вес нашатыря в первоначальном растворе}} \\
 \overline{RT} \cdot y &= \overline{RS} \cdot x + \overline{RS} \cdot y \\
 y (\overline{RT} - \overline{RS}) &= \overline{RS} \cdot x \\
 \frac{x}{y} &= \frac{\overline{ST}}{\overline{RS}} \quad (1)
 \end{aligned}$$

Это отношение можно легко получить, если длину RT принять за рычаг, у которого конец T нагружен весом маточного раствора y , а второй конец R — весом льда x . Принимая S за точку опоры, мы осуществим равновесие, если уравнение (1) будет выполнено. Это отношение называют часто по аналогии законом или правилом рычага.

В связи с изложенным примером водного раствора ниже будет разобрана система свинец-серебро, — чтобы подчеркнуть аналогию между явлениями при кристаллизации водных растворов и явлениями при затвердевании сплавов.

1. Свинец-серебро

Система эта исследуется подобно системе вода-нашатырь. Приготавливается ряд сплавов свинец-серебро с возрастающим содержанием серебра, и для каждого сплава строится кривая охлаждения.



Фиг. 23. Свинец-серебро.

В левой части фиг. 23 приведены кривые охлаждения для отдельных сплавов. Справа по данным кривых охлаждения построена диаграмма состояния. Значение отдельных областей состояния и линий приводится ниже.

Выше ABC все сплавы свинец-серебро находятся в жидком состоянии.

Чистый свинец затвердевает при 327° , — соответственно точке A . Кривая чистого свинца дает при этой температуре остановку a .

Из жидкого сплава с 1% серебра при 317° начинают выделяться кристаллы чистого свинца соответственно точке a_1 . Тем самым маточный раствор обогащается серебром и концентрация жидкой части

сплава сдвигается вправо. Как только маточный раствор достиг 2,5% серебра и одновременно эвтектической температуры 304°, он затвердевает при постоянной температуре в смесь кристалликов серебра и свинца.

У сплава с 2% серебра образование первичных кристаллов свинца начинается при 309° (a_2) и заканчивается затвердеванием эвтектики при 304°.

Сплав с 2,5% серебра представляет собою эвтектический сплав. Он обладает поэтому только одной температурной остановкой b , при которой вся масса затвердевает в эвтектическую смесь кристаллов свинца и серебра.

Сплавы с 3 и 4% серебра являются заэвтектическими. Поэтому, кроме эвтектической температурной остановки, существуют еще точки перегиба c_3 и c_4 при 315° и 338°, указывающие на начало выделения кристаллов чистого серебра.

Диаграмма состояния сплавов серебро-свинец состоит из трех линий AB , BC и ED , которые делят плоскость концентрация-температура на четыре области состояния:

Область I: выше ABC — область гомогенного жидкого сплава;

Область II: ABE — область, внутри которой сплавы состоят из смеси кристаллов свинца и жидкого сплава.

Область III: CBD — сплавы состоят из свободных кристаллов серебра, окруженных жидким сплавом.

Область IV: ниже DE — все сплавы совершенно затвердели и состоят из механической смеси свинца и серебра, а именно:

а) из первичного свинца + эвтектика — в сплавах с содержанием серебра до 2,5%;

б) только из эвтектики — при содержании серебра в 2,5%;

с) из первичного серебра + эвтектика — в сплавах с содержанием серебра выше 2,5%.

Исключительное техническое значение имеют процессы затвердевания сплавов свинец-серебро для обогащения свинца, содержащего серебро, или так называемого паттинсонирования.

При охлаждении расплавленного свинцово-серебряного сплава с содержанием серебра примерно 0,5%, который при 335° (соответственно точке R на фиг. 23) представляет собою однородную жидкую массу, в точке M (322,5°) начинает выкристаллизовываться чистый свинец. С помощью специальной ложки чистые, свободные от серебра кристаллы свинца удаляются из расплавленной массы, которая, таким образом, все более и более обогащается серебром. При темпера-

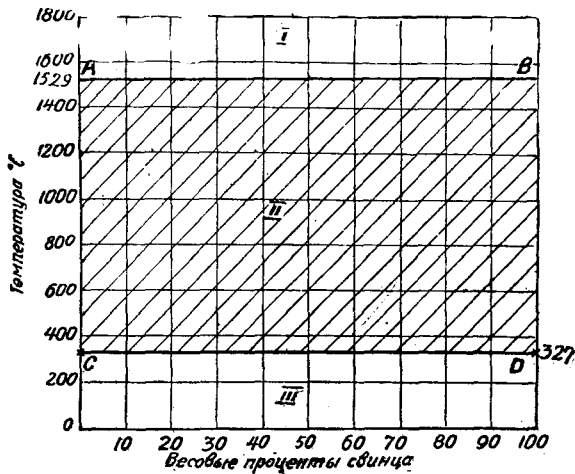
туре N удастся отделить значительное количество свинца ($\frac{NO}{OP}$ часть от общей массы), свободного от серебра, в то время как остаток ($\frac{PN}{OP}$ часть общей массы) в виде расплавленной массы с 1,6% серебра, т. е. богатый серебром маточный раствор, обрабатывается дальше для получения чистого серебра.

2. Свинец-железо

Диаграмма состояния системы из двух компонентов, которые в жидком состоянии совершенно нерастворимы друг в друге, очень проста. Кривые охлаждения любой из смесей имеют температурные остановки, которые соответствуют затвердеванию чистых компонентов, но продолжительность этих остановок различна, в зависимости от весовых соотношений обоих металлов.

Подобную систему образует свинец с железом.

Диаграмма состояния системы свинец-железо дана на фиг. 24. AB соответствует затвердеванию железа, CD — свинца.



Фиг. 24. Свинец-железо.

Области состояния диаграммы:

Область I , выше AB — соответствует двум жидким фазам: жидкое железо и жидкий свинец.

Область II , $ABDC$ — область кристаллической фазы железа и жидкой фазы свинца.

Область III , ниже CD , две кристаллические фазы: железо и свинец.

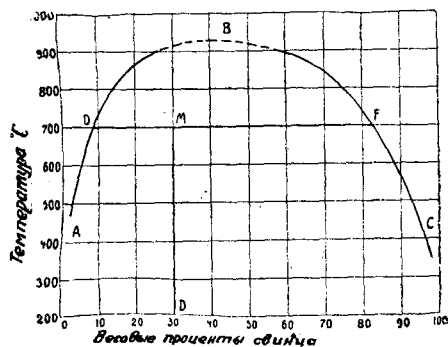
Между случаями полной (неограниченной) растворимости в жидком состоянии (свинец-серебро) и полной нерастворимости жидких компонентов друг в друге (свинец-железо) бывают промежуточные случаи, когда оба расплавленных компонента обладают ограниченной растворимостью. Так ведет себя система свинец-цинк.

3. Свинец-цинк

Шпринг (Spring) и Романов исследовали поведение свинца и цинка в жидком состоянии. При нагревании смеси свинца и цинка до 700° оба жидких металла располагаются слоями соответственно своим,

удельным весам. Верхний слой состоит из цинка с 8% (приблизительно) свинца, нижний — из свинца с содержанием около 17% цинка. При дальнейшем повышении температуры содержание свинца в верхнем слое и цинка в нижнем увеличивается до тех пор, пока при 920° состав обоих слоев не делается одинаковым и расслоение по этому прекратится.

На фиг. 25 дана кривая *ADBFC*, по которой при охлаждении происходит расслоение жидких сплавов свинец-цинк. При температурах выше *ADBFC* сплавы свинец-цинк представляют собой гомогенный жидкий раствор. Он разделяется на два слоя (так называемые сопряженные растворы), как только температура окажется ниже линии *ADBFC*.



Фиг. 25. Свинец-цинк.

Состав обоих сплавов определяется точкой пересечения горизонтали, проведенной на уровне соответствующей температуры, с кривой *ADBFC*. Так, смесь 30% свинца и 70% цинка при 700° состоит из двух жидких слоев, состав которых определяется точками *D* и *F*. Верхний слой, соответствующий точке *D*, содержит 92% цинка и 8% свинца, нижний (*F*) — 17% цинка и 83% свинца.

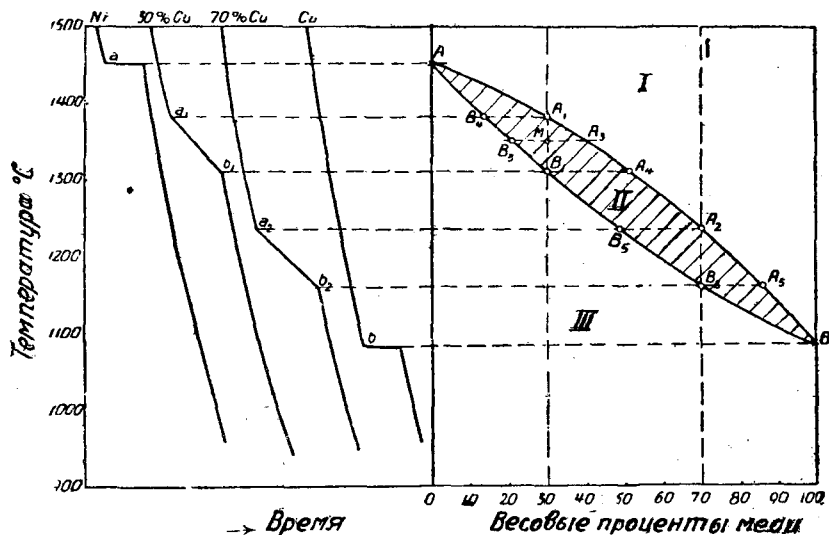
В вышеизложенном примере системы свинец-серебро оба компонента в жидком состоянии полностью растворяются друг в друге. В процессе затвердевания они совершенно разделяются, и сплавы состоят после окончания затвердевания из механической смеси компонентов. Однако во многих случаях существует также определенная взаимная растворимость обоих металлов в твердом состоянии. Лучше всего это можно иллюстрировать следующим опытом, предложенным Роберте-Аустеном (Roberts-Austen) (1). Приводя в тесное соприкосновение пластинки золота и свинца и нагревая их некоторое время до 100°, т. е. до температуры, при которой оба металла еще тверды, увидим, что золото проникло на определенную глубину в свинец и образовался сплав свинца с золотом. Этот пример доказывает, что для образования сплава вовсе не нужно, чтобы оба компонента были расплавлены, и что при надлежащих условиях, благодаря диффузии компонентов в твердом состоянии, может образоваться сплав.

Смесь золота и свинца в этом случае так тесна, что металлы нельзя отличить друг от друга ни механическими способами, ни оптически, подобно тому, как в растворе соли нельзя различить соль и воду. Благодаря этому и другим сходным признакам с жидкими растворами, возникающий сплав называют твердым раствором золота и свинца. Такие твердые растворы очень часто встречаются в сплавах. Так как они, подобно всем металлам, при затвердевании кристаллизуются,

их часто называют кристаллами твердого раствора (или смешанными кристаллами, но последний термин следует признать неудачным.— Ред.).

4. Медь-никель

Подобно системе свинец-серебро, рассмотрим кривые охлаждения еще некоторых сплавов. В левой части фиг. 26 приведены кривые охлаждения чистых металлов и сплавов с 30 и 70% меди. Они построены на основании диаграммы, изученной Курнаковым и Жемчужным.



Фиг. 26. Медь-никель.

Кривая охлаждения чистого никеля имеет единственную температурную остановку при 1451° , соответствующую его затвердеванию. Кривая сплава с 30% меди идет без перегибов до точки a_1 при 1381° . От этой точки наблюдается замедление, идущее до точки b_1 при 1310° . Во время прохождения сплавом температурного интервала a_1b_1 наблюдается постепенно прогрессирующее затвердевание жидкого сплава, которое заканчивается при 1310° . Эту часть кривой называют *интервалом затвердевания* сплава. Такой же вид имеет кривая охлаждения сплава с 70% меди, но интервал затвердевания a_2b_2 лежит между 1235° и 1160° . Кривая охлаждения чистой меди дает снова одну температурную остановку при 1084° — точка затвердевания. В правой части фиг. 26 нанесены температуры, соответствующие началу A_1, A_2 и т. д. и концу B_1, B_2 и т. д. интервала затвердевания при соответствующих концентрациях. Соединяя все точки начала затвердевания плавной линией, получим кривую AA_1A_2B — *линию начала затвердевания*, или *кривую ликвидуса*. Точки, соответствующие концу затвердевания, образуют линию AB_1B_2B — *кривую конца затвердевания*, или *кривую солидуса*. Интервал затвердевания какого-либо

сплава определяется отрезками $A_1B_1A_2B_2$ ординаты, соответствующей данной концентрации, которые ограничены кривыми начала и конца затвердевания.

Объяснение явлений, происходящих во время процесса затвердевания, дает анализ выделяющихся кристаллов. Исследуем сплав с 30% меди. В A_1 начинается выделение кристаллов. Отделив их тщательно от окружающей жидкой массы, найдем с помощью анализа, что содержание в них меди равно 13,5%. Следовательно, выделившиеся первоначально кристаллы содержат меди меньше, чем жидкий сплав, из которого они выделились, поэтому последний делается богаче медью, т. е. его состав сдвигается вправо. При 1350° снова анализируем кристаллы и жидкую часть сплава. Анализы дают следующее содержание меди:

	‰
Жидкая часть сплава	40
Кристаллы	20

При температуре M (1350°) содержание меди в кристаллах выше, чем в начале кристаллизации, где оно составляет только 13,5%. Первоначально выделившиеся кристаллы, содержа в себе 13,5‰ меди, подняли тем самым содержание меди в жидкой части сплава, или, иначе говоря, в то время, как в соответствии с падающей температурой состав жидкости сдвигается от A_1 к A_3 , состав кристаллов изменяется от B_4 к B_3 .

Масса существующих в этот момент кристаллов определяется по способу, изложенному на стр. 28, т. е. по закону рычага:

$$\frac{\text{масса кристаллов}}{\text{масса жидкой части сплава}} = \frac{\overline{MA_3}}{\overline{MB_3}}$$

С дальнейшим понижением температуры количество кристаллов увеличивается. В точке B_1 (1310°) затвердевает остаток жидкости, состав которой доходит до A_4 , в то время как благодаря постепенному обогащению медью¹ кристаллы принимают состав B_1 — 30% меди.

Итоги всего процесса: исходный продукт — гомогенный жидкий раствор с 30% меди, конечный продукт — гомогенный твердый раствор того же состава. Затвердевший сплав состоит поэтому из одинаковых кристаллов твердого раствора меди и никеля с 30% Си².

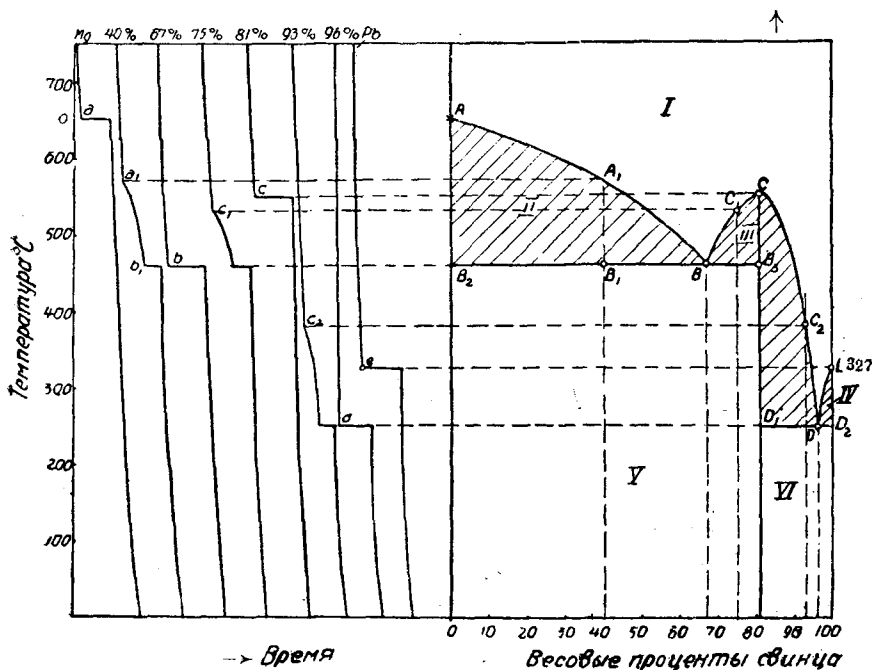
Подобные явления при затвердевании аналогичны явлениям при испарении жидких растворов. Представим себе раствор из 50% воды и 50% спирта, который непрерывным кипячением целиком переведен в пар. Вначале перегоняется почти чистый спирт, в то время как остающаяся жидкость постепенно делается богаче водою. Количество

¹ Вследствие диффузии. — *Ред.*

² Автором приведен идеальный случай полной диффузии. На практике нередко диффузия не доходит до конца, и затвердевший сплав состоит поэтому из кристаллов, отличающихся несколько по составу. Сравни явление зональной и дендритной ликвации слитков стали. — *Ред.*

Сплав, точно соответствующий составу этого соединения (81% свинца), затвердевает полностью при 551° . Кривая охлаждения этого сплава, как и следовало ожидать, дает одну температурную остановку при 551° (с), и затвердевший сплав состоит только из одного вида кристаллов — соединения $PbMg_2$.

Кривая охлаждения сплава с 93% свинца дает при 380° первый перегиб c_2 , который соответствует началу выделения кристаллов $PbMg_2$. Ветвь CC_2D диаграммы соответствует выделению кристаллов $PbMg_2$ из жидкого сплава. DE , наконец, дает температуры, при которых из жидкого сплава кристаллизуется чистый свинец.



Фиг. 27. Свинец-магний

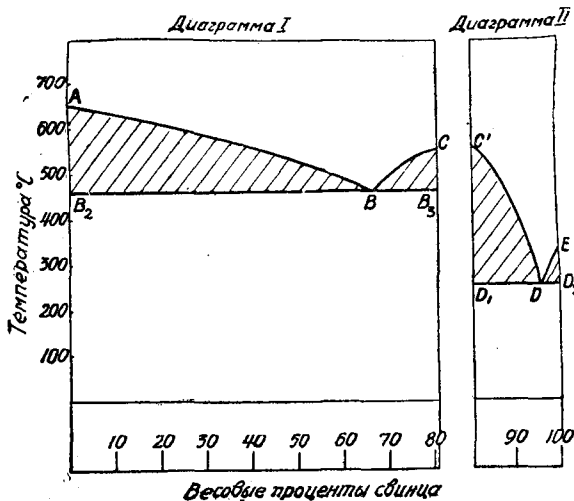
Вся диаграмма легче читается, если представить ее себе разделенной на две диаграммы (фиг. 28), а именно: диаграмма I — система $Mg \cdot PbMg_2$; диаграмма II — система $PbMg_2 \cdot Pb$.

Каждая из этих двух диаграмм соответствует типу свинец-серебро. Ветвь AB соответствует началу выделения чистого магния из жидкого сплава, BC — выделению соединения $PbMg_2$. В эвтектической точке B жидкий сплав затвердевает в эвтектическую смесь двух видов кристаллов — Mg и $PbMg_2$. На диаграмме II по $C'D$ происходит выделение из жидкого сплава кристаллов $PbMg_2$, по DE — кристаллов свинца. Точка D соответствует эвтектике $PbMg_2 \cdot Pb$. Совмещая диаграммы I и II так, чтобы точки C и C' , совпали, получим общую диаграмму,

приведенную на фиг. 27. Наличие химического соединения характеризуется тем, что линия начала затвердевания дает максимум, который соответствует точке плавления соединения.

6. Ртуть-кадмий (амальгама кадмия)

На фиг. 29 представлена диаграмма состояния кадмий-ртуть по Билю (Bi jl). Оба металла образуют, подобно меди и никелю, твердые растворы. Но в то время, как в системе медь-никель образуется непрерывный ряд твердых растворов, т. е. медь и никель могут образовывать твердые растворы любого состава, у системы Cd-Hg имеет место разрыв во взаимной растворимости, который находится между 62,7% и 65,2% кадмия при 188°.



Фиг. 28. Деталь фиг. 27.

Амальгама, состав которой лежит между этими двумя концентрациями, состоит при 188° из смеси двух видов кристаллов, именно кристаллов с 62,7% и 65,2% Cd. С понижением температуры уменьшается взаимная растворимость и разрыв в растворимости увеличивается.

Кривая начала затвердевания ABC идет не плавно, как у Cu-Ni, а дает в точке B (51% Cd) при 188° перегиб. Кривая конца затвердевания ADEC состоит также из двух ветвей AD и EC,

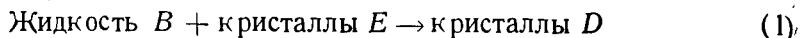
связанных между собою горизонтальным отрезком DE.

Cd = 0 — 51% (от A до B). Все амальгамы, содержащие меньше 51% (B) и больше 65,2% Cd (E), затвердевают точно так же, как и сплавы системы Cu-Ni. Кривая охлаждения дает перегиб при температуре начала затвердевания и замедление при конце его (например, кривая 7' сплава 7).

Cd = 51 — 62,7% (от B до D). Примером этой группы является амальгама с 55% Cd (2). Затвердевание начинается в точке e выделением кристаллов твердого раствора. По мере понижения температуры (e, f) жидкой части сплава, состав которой при этом изменяется от e до B, изменяется концентрация выделяющихся кристаллов твердого раствора от k до E.

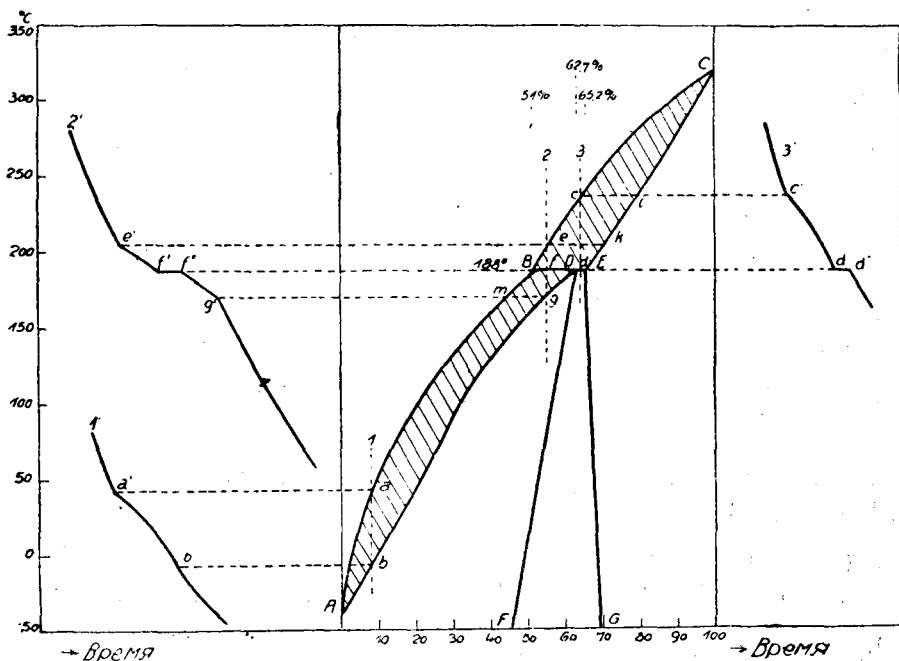
При 188° наступает разрыв в растворимости ED, т. е. при дальнейшем охлаждении жидкой части сплава Bm ниже 188° должны выделиться кристаллы Dg. Но по правилу фаз система: жидкость B, кристаллы D, кристаллы E не имеет ни одной степени свободы; таким образом, температуру 188°, при которой три названные фазы находятся

в равновесии, нельзя перешагнуть до тех пор, пока одна из трех фаз не исчезнет. Это происходит только благодаря реакции между жидкостью *B* и кристаллами твердого раствора *E* при постоянной температуре:



(перитектическое превращение по обозначению Гертлера (Guertler).

Эта реакция продолжается до тех пор, пока все кристаллы *E* не перейдут в кристаллы *D*. Только тогда температура начнет снова понижаться и из жидкости *Bm* начнут выделяться кристаллы *Dg*.



Фиг. 29. Ртуть-кадмий.

Кривая охлаждения $2'$ изображает отдельные стадии затвердевания: $e'f'$ соответствует интервалу замедления охлаждения — во время выделения кристаллов kE ; горизонтальный отрезок — реакции (1) и замедление $f'g'$ — затвердеванию кристаллов Dg . $Cd = 62,7—65,2\%$ (от D до E). В этой группе амальгам затвердевание начинается так же, как и у предыдущей группы. Однако реакция (1) заканчивается тем, что имеющийся маточный раствор весь исчерпывается благодаря образованию более бедных кадмием кристаллов D . Затвердевание заканчивается таким образом перитектическим превращением.

Все амальгамы этого интервала концентраций состоят после окончания затвердевания из кристаллов двух видов — D и E , в то время как все остальные амальгамы показывают только один вид кристаллов.

IV. Обзор важнейших типов бинарных диаграмм состояния

Из приведенных примеров следует, что диаграммы состояния могут быть самых различных видов, так как, в зависимости от взаимной растворимости компонентов в жидком и твердом состоянии, от существования одного или нескольких соединений, от взаимодействия как между твердой и жидкой фазами, так и между твердыми фазами, от распадения и превращений в твердом состоянии, могут иметь место самые разнообразные комбинации.

Ниже приводятся в общих чертах важнейшие типы диаграмм состояния, фактически наблюдаемые в сплавах.

А. Оба компонента в жидком состоянии растворимы друг в друге в любых пропорциях.

а) Оба компонента не образуют друг с другом химических соединений.

1. Оба компонента в твердом состоянии растворяются друг в друге в любых пропорциях:

Ag-Au, Ag Pd, Au-Si, Au-Pd, Au-Pt, Bi-Sb, Co-Cr, Co-Ni, Co-Mn, Si-Mn, Cu-Ni, Cu-Pd, Cu-Pt, Fe-Mn, Fe-Pt, Ni-Pd.

2. Оба компонента в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге:

Ag-As, Ag-Pb, Al-Sn, As-Pb, As-Zn, Bi-Cd, Bi-Cu, Bi-Hg, Pb-Sb, Si-Sn.

3. Оба компонента в твердом состоянии частично растворимы друг в друге:

Ag-Bi, Ag-Si, Ag Na, Ag-Si, Au-Co, Au-Fe, Au-Ni, Cd-Hg, Cd-Pb, Cd-Zn, Co-Cu, Cr-Ni, Hg-Pb, Hg Zn, Sb-Si, Sn Zn.

б) Оба компонента образуют одно или больше химических соединений друг с другом.

1. Соединения и компоненты в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге:

As-Cd, As-Cu, As-Sn, As Pt, Au-Na, Au-Sb, Bi-K, Bi-S, Bi Na, Co-Mg, Ca-Si, Ca-Zn, Cd-Sn, Co-P, Co S, Cu-O, Cu-Mg, Hg K, K-Sn, Mg Ni, Mg Pb, Mg Sb, Mg Si, Mg Sn, Mg Zn, Mn P, Na-K, Na-So, Na-Sn, Ni P, Ni S, Pb-S, Pt-Sn, Sb Zn. ●

2. Соединения и компоненты в твердом состоянии растворимы полностью или ограниченно:

Ag-Al, Ag Ca, Ag Cd, Ag-Mg, Ag-Pt, Ag-Sb, Ag Sn, Ag Zn, Al-Au, Al-Co, Al-Si, Al-Fe, Al-Mg, Al-Mn, Al-Ni, Al-Sb, Al Zn,

As-Co, As Cu, As-Fe, As-Mn, As-Ni, Au-Cd, Au-Mg, Au-Sn, Au-Zn, Bi-Ni, Bi-Pb, Bi Sn, C-Fe, C-Mn, C-Ni, Ca-Cu, Ca-Pb, Ca-Si, Cd-Cu, Cd-Si, Cd Sn, Cd-Mg, Cd-Sb, Co-Mo, Co-Sb, Co-Si, Co-Sn, Co-Zn, Cr-Fe, Cr-Sb, Cu-P, Cu-Sb, Cu Si, Cu-Sn, Cu-Zn, Fe-Mo, Fe-Ni, Fe-P, Fe-S, Fe-Sb, Fe-Si, Fe-Sn, Hg Na, Hg Sn, Mn-Ni, Mn-Sb, Mn-Si, Mn Sn, Mo-Ni, Na-Pb, Ni-Sb, Ni-Si, Ni-Zn, Pb-Pd, Pb-Pt, Pb-Sn, Pd-Sb, Pt-Sn, Pt-Sb, Sb-Sn, V-Fe.

B. Оба компонента в жидком состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге:

Ag Co, Ag-Fe, Al-Cd, Al-K, Al-Na, Bi-Cr, Bi-Fe, Ca-Fe, Fe-Pb, K-Mg, Pb-Si.

C. Оба компонента в жидком состоянии ограниченно растворимы друг в друге:

Ag Cr, Ag Mn, Ag Ni, Ag-S, Ag-Si, Al-Bi, Al-Ca, Al-Cr, Al-Mn, Al-Pb, As-Bi, As-S, Bi-Ca, Bi-Co, Bi-Si, Bi-Zn, Ca-Cd, Cd-K, Cd-Na, Co-Pb, Cr-Cu, Cr-Pb, Cr-Sn, Cu-Fe, Cu-Pb, Cu-S, Fe-Sn, K-Pb, K-Zn, Mg Na, Mn-Pb, Na-Zn, Ni-Pb, Ni-Sn, Pb-Zn, Sn-S.

Деление систем может быть проведено далее, причем можно выделить те, которые в твердом состоянии претерпевают превращения, в отличие от тех, у которых этого не бывает. В вышеприведенной разбивке это свойство не принималось во внимание, и деление сплавов на группы проведено только исходя из характера явлений при затвердевании.

A. ОБА КОМПОНЕНТА В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ ПОЛНОСТЬЮ РАСТВОРИМЫ ДРУГ В ДРУГЕ

a) Оба компонента не образуют химических соединений друг с другом

1. Оба компонента в твердом состоянии полностью растворимы друг в друге в любых пропорциях

Диаграмма состояния. Точки плавления обоих компонентов связаны друг с другом двумя плавными кривыми. Верхняя из этих кривых, линия ликвидуса, соответствует началу, нижняя, линия солидуса, — концу выделения кристаллов твердого раствора.

Приведенный на стр. 36 пример сплава медь-никель является типичным для затвердевания подобного рода. Вид кривой может соответствовать либо данному на фиг. 30, либо кривая может иметь максимум (фиг. 31), минимум или точку перегиба (подробнее — ср. Руэр).

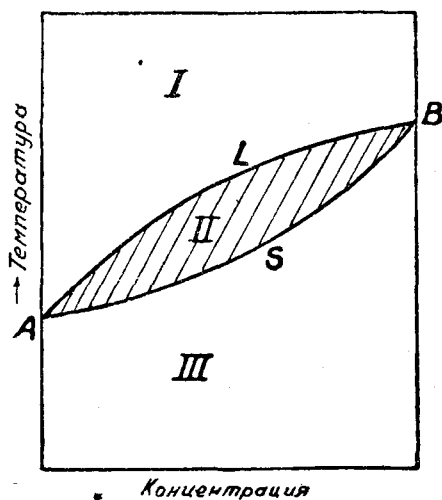
Области состояния. Число областей равно трем:

I. Выше *ALB*: жидкий сплав.

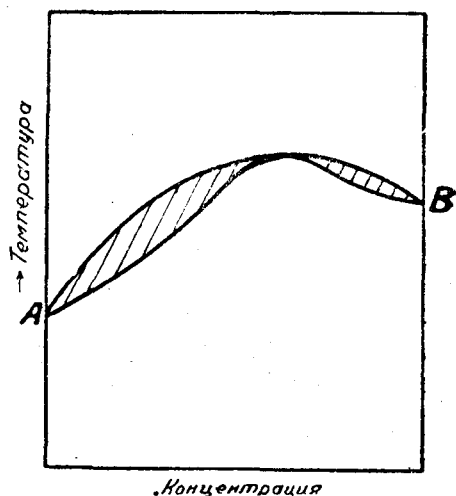
II. Внутри *ALBS*: жидкий сплав + кристаллы твердого раствора.

III. Ниже *ASB*: кристаллы твердого раствора.

Кривые охлаждения. Кривые охлаждения дают большей частью ясно выраженный перегиб, соответствующий началу затвердевания. Конец затвердевания обычно не так резко выражен, и кривая посредством поворота сравнительно постепенно переходит из области затвердевания в область нормального охлаждения. У некоторых систем



Фиг. 30. Диаграмма состояния типа I по Розебуму.



Фиг. 31. Диаграмма состояния типа II по Розебуму.

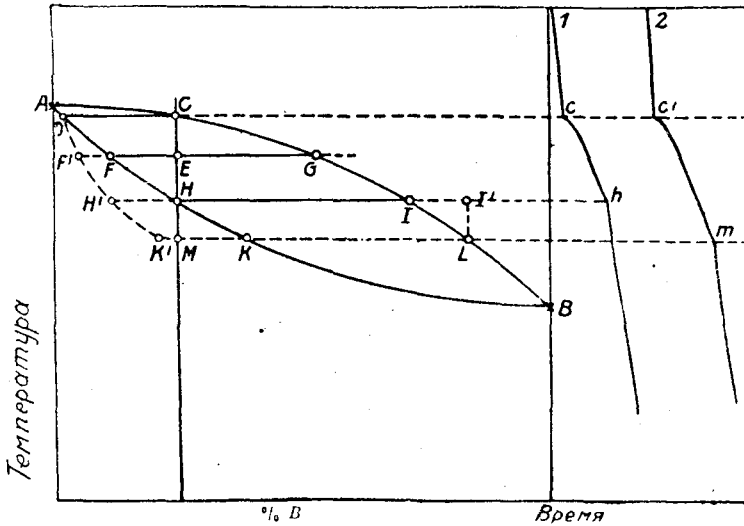
кривые солидуса и ликвидуса лежат так близко друг к другу, что температура начала затвердевания почти не отличается от температуры конца затвердевания. В подобных системах кривые дают резко выраженную температурную остановку, и такие сплавы ведут себя при затвердевании, как чистые металлы.

Структура. Структура затвердевшего сплава состоит только из одного вида кристаллов, внешний вид и цвет которых зависят от концентрации.

Аномалии. Начало и конец затвердевания кристаллов твердого раствора определяются линиями ликвидуса и солидуса. Обе они являются линиями равновесия и поэтому мыслимы лишь в предположении, что в каждый момент затвердевания существует равновесие между кристаллами и жидкой частью сплава. В этом случае процесс затвердевания состоит из двух процессов: образования новых кристаллов из жидкости и выравнивания концентрации ранее выделившихся кристаллов. Количество образующихся в единицу времени кристаллов зависит от скорости, с которой система теряет тепло. Выравнивание концентрации происходит путем диффузии. Если охлаждение сплава протекает так, что затвердевание идет быстрее выравнивания концентрации, то в каждый момент затвердевания нет равновесия между кри-

сталлами и жидкостью, а потому затвердевание протекает в иных условиях, чем это предположено по диаграмме.

При техническом приготовлении сплавов этот случай часто наблюдается, и изменения, происходящие при затвердевании, подробно исследуются.



Фиг. 32. Влияние неполного выравнивания концентраций во время затвердевания на положение линии солидуса.

Недостаточное выравнивание концентрации влияет прежде всего на положение точек конца затвердевания и тем самым на линию солидуса. На фиг. 32 AGB — линия ликвидуса, AKB — линия солидуса системы, состоящей из двух компонентов A и B . Какой-либо жидкий сплав начинает затвердевать в точке C с выделением кристаллов состава D . Если во время дальнейшего затвердевания выравнивание концентрации ранее выделившихся кристаллов соответствует требованиям линии равновесия, то, например, при температуре E состав всех ранее выделившихся кристаллов определяется точкой F ; это есть состав кристаллов, которые начинают выделяться из жидкого сплава G . Если, наоборот, скорость диффузии мала, то при температуре E выравнивание еще не закончилось, и все выделившиеся ранее кристаллы состоят из агрегата кристаллов различного состава, средняя концентрация которых может быть представлена точкой F' . Когда температура понижается до точки H , то средняя концентрация кристаллов не достигает $H\%$, а равна примерно H' . Так как кристаллы содержат меньше компонента B , чем это следует по диаграмме, то жидкая часть сплава должна быть богаче B , чем этого требует диаграмма. Следовательно, вместо $I\%$ содержание B равно $I'\%$. Точка I' нахо-

дится в области жидкого сплава, и необходимо дальнейшее охлаждение до температуры L , чтобы последние остатки маточного раствора затвердели.

Неполное выравнивание концентрации во время затвердевания способствует тому, что интервал затвердевания увеличивается от CH до CM и конец затвердевания наблюдается вместо температуры H при более низкой температуре M .

Экспериментальное определение линии солидуса путем построения кривых охлаждения (см. правую часть фиг. 32) основано на том, что определяют конечную точку h интервала затвердевания (см. стр. 36); последний однако будет соответствовать истинной кривой солидуса лишь в том случае, если затвердевание происходит так, что в каждый момент существует равновесие между выделившимися кристаллами и маточным раствором. Этот случай предполагается у кривой охлаждения 1, и соответственно этому ch представляет собою истинный интервал затвердевания подобных сплавов. Увеличивая недостаточным выравниванием концентрации интервал затвердевания от CH до CM , получим кривую охлаждения 2, которая дает в точке c' истинную температуру начала затвердевания, в то время как t лежит ниже, чем истинная линия солидуса.

При определении кривых равновесия термическим путем необходимо требовать, чтобы кривые охлаждения были получены в условиях, гарантирующих установление равновесия. Это не всегда легко выполнить, так как у многих сплавов выравнивание концентрации твердых растворов происходит так медленно, что равновесие может быть осуществлено только при чрезвычайно медленном охлаждении. Весьма замедленное охлаждение, в свою очередь, затрудняет определение линии солидуса, так что в большинстве случаев получение кривой солидуса термическим путем неточно. В подобных случаях рекомендуется производить определение кривой солидуса описанным ниже микрографическим способом или снятием кривой нагревания по Руэру и Кремерсу (Ruer и Kremers) (2).

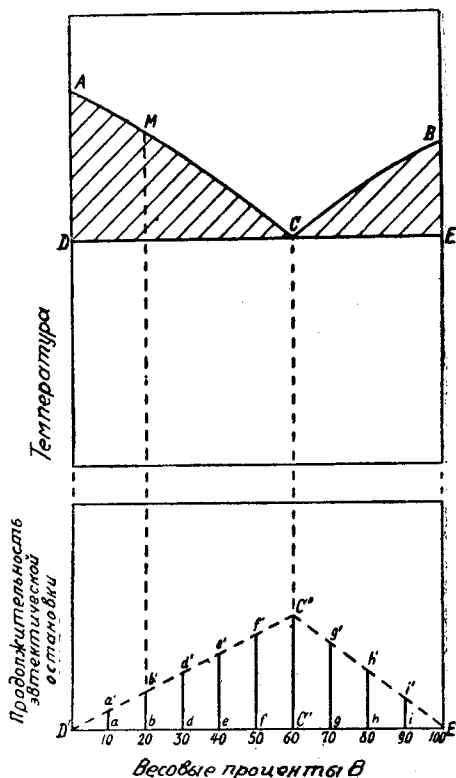
Наступило ли в данном случае равновесие или нет, можно контролировать исследованием структуры. Если выравнивание концентрации произошло полностью, то после затвердевания сплав состоит из гомогенных кристаллов, при неполном выравнивании, наоборот, из кристаллов всевозможных составов. Если наблюдение структуры показывает неоднородное строение, то это означает, что интервал затвердевания был больше, чем это соответствует диаграмме состояния. В подобных случаях можно установить структурное равновесие следующим способом: сплав нагревают продолжительное время при температуре, лежащей несколько ниже температуры кривой солидуса (отжигают), чтобы диффузией уравнивать концентрации отдельных кристаллов. Во многих случаях, однако, такое выравнивание продолжается так долго, что технически делается неприемлемым. В подобных случаях мирятся с неоднородностью кристаллов (ликвация, зейгерование) и стараются свести ее к практическому минимуму.

Если выравнивание концентрации происходит так медленно, что процесс кристализации и охлаждения не приводит к цели¹, то кривую конца затвердевания можно построить в микр. графическим способом. Способ этот состоит в том, что наблюдают изменения структуры, которые претерпевает сплав, когда он из области III (фиг. 30), области гомогенного твердого раствора, переходит в область II — область жидкой + твердой фаз. При нагревании сплава С (фиг. 32), при температуре H начинается разделение его на жидкость состава I и кристаллы. Если быстро охладить сплав, хотя бы погружением в воду (закалить), то те части, которые в момент закаливания были жидкими, имеют иную структуру, чем нерасплавленные. Необходимым условием для получения правильных результатов является при этом гомогенизация сплавов отжигом перед закалкой. По этому методу, — примененному впервые Гейлкомом (Heuscock) и Невиллем (Nevill) (1), Гутовским была построена кривая солидуса для системы железо-углерод.

2. Оба компонента в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге

Точки плавления обоих компонентов соединяются двумя ветвями, пересекающимися в эвтектической точке. Пример сплава свинец-серебро, приведенный на стр. 32, соответствует этому виду затвердевания. На фиг. 33 представлена диаграмма состояния подобного типа (тип Va по Розебуму) (Rozeboom).

Экспериментально обе ветви AC и CB можно достаточно точно построить, определяя перегиб m (фиг. 34) на кривой охлаждения. Только вблизи эвтектической точки этот перегиб большей частью неразлично выражен, так что эту часть кривых AC и CB , а также положение эвтектической точки можно получить с известной неточностью. Для того, чтобы этого избежать, необходимо определить эвтектическую

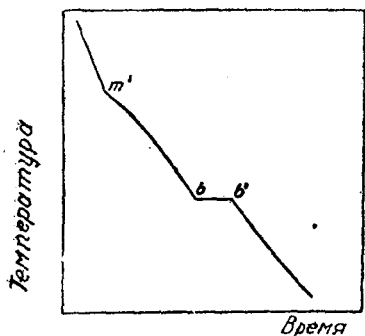


Фиг. 33. Вверху. Диаграмма состояния типа Va по Розебуму. Внизу: продолжительность эвтектической остановки в зависимости от концентрации.

¹ В том смысле, что нахождение истинного положения линии солидуса делается практически невозможным. — Прим. перев.

точку С другим путем, именно по методу Таммана, путем определения продолжительности эвтектической температурной остановки, или же микрографическим способом.

Метод Таммана основан на определении продолжительности эвтектической температурной остановки для различных сплавов данной системы при пользовании для опыта строго одинаковыми весовыми количествами жидких сплавов различного состава и при одинаковых условиях охлаждения. Продолжительность эвтектической остановки растет пропорционально количеству эвтектики и имеет наибольшее значение для сплава эвтектического состава. На фиг. 34 изображена кривая охлаждения сплава с 20% В. Продолжительность эвтектической температурной остановки равна здесь bb' секунд. Длина bb' нанесена на диаграмму (нижняя часть фиг. 33) перпендикулярно к абсциссе 20. Подобное построение повторяют



Фиг. 34. Кривая охлаждения сплава с 20% В.

для остальных жидких сплавов и соединяют точки $a'b'd'e'f'$ и $i'h'g'$. Экстраполяцией обеих ветвей $D'f'$ и $E'g'$ определяют точку их пересечения C'' , которая должна соответствовать эвтектической концентрации.

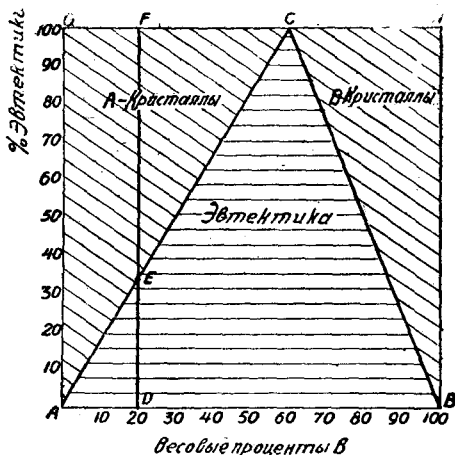
Структура. Затвердевшие сплавы состоят из механической смеси кристаллов обоих видов. Форма выделившихся кристаллов характеризует процесс затвердевания данного сплава. Кроме чистых компонентов, на фиг. 33 различают следующие структуры:

Доэвтектические сплавы: первичные А-кристаллы + эвтектика (интервал концентраций от D до С).

Эвтектический сплав: чистая эвтектика (концентрация С).

Заэвтектические сплавы: первичные В-кристаллы + эвтектика (интервал концентраций от С до Е).

Весовое соотношение различных составных частей структуры определяется весьма наглядно по методу Совера (Sauveur) на структурной диаграмме (фиг. 35). На оси абсцисс откладывают, как и на диаграмме состояния, концентрации, на оси ординат — весовые

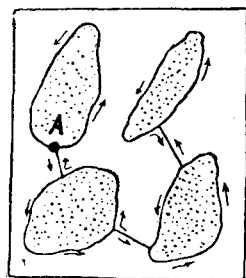


Фиг. 35. Количественные соотношения различных структурных составляющих в структуре сплава.

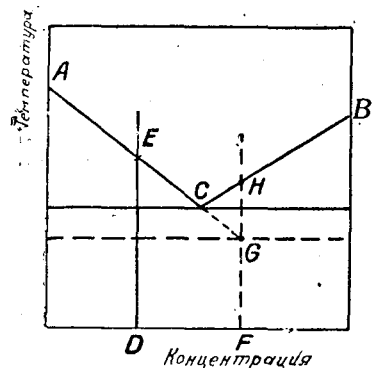
проценты одной из составных частей структуры, например — эвтектики. В точке *C*, соответственно эвтектической концентрации, сплав состоит только из эвтектики. Поэтому при 60% *B* структура определяется точкой *C*, соответствующей 100% эвтектики. Все сплавы справа и слева от *C* состоят из эвтектики + свободные кристаллы *B* или *A*. Точку *C* соединяют прямыми с *A* и *B*, тогда ординаты прямых *AC* и *CB* дают содержание эвтектики во всех остальных сплавах.

Если хотят, например, установить структурный состав сплава с 20% *B*, то определяют точку пересечения *E* ординаты *DF* с *AC*. Длины *DE* и *EF* дают процентные весовые количества эвтектики и *A*-кристаллов, равные в данном случае 33,3% и 67,7%.

Если участки эвтектики в структуре резко ограничены, то измерением их площадей можно определить состав сплава. На фиг. 36 участки, покрытые точками, обозначают эвтектику. С помощью планиметра определяют их площадь, при чем выходят, например, из точки *A* и по направлению стрелок обходят планиметром последовательно все участки эвтектики. Путем промера площадей можно рассчитать, в каком соотношении находятся обе составные части структуры сплава.



Фиг. 36. Планиметрирование структуры.



Фиг. 37. Схематическое изображение процесса охлаждения в сплаве с аномальным образованием структуры.

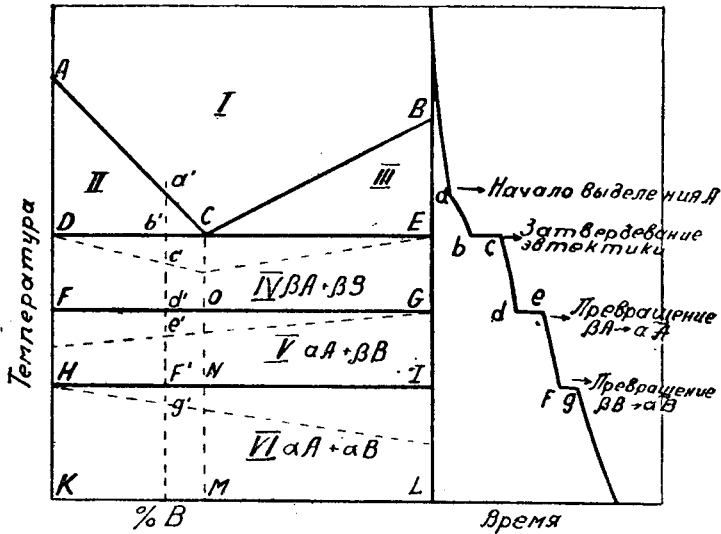
Аномалии структуры. Обычно у сплавов данной группы структура вблизи эвтектики содержит либо только свободные *A*-кристаллы, либо только *B*-кристаллы. Однако, наблюдались случаи (Жиро, Gigaud), когда вполне сформировавшиеся *A*- и *B*-кристаллы имелись одновременно наряду с эвтектикой. По Жиро, который наблюдал это явление на сплавах медь-закись меди, его можно объяснить следующим образом. У сплава состава *D* (фиг. 37) в точке *E* начинается выделение *A*-кристаллов. Как только состав маточного раствора достиг концентрации *C*, остаток жидкости должен затвердеть в виде эвтектики. Благодаря присутствию уже образовавшихся *A*-кристаллов, действующих как зародыши,

образование *A*-кристаллов эвтектики сильно облегчается, в то время как *B*-кристаллы не имеют зародышей. Следовательно, наступает известного рода переохлаждение, заключающееся в том, что вместо эвтектики продолжают выделяться *A*-кристаллы, и состав маточного раствора, перейдя через *C*, сдвигается, примерно до *G*. По мере увеличения переохлаждения из маточного раствора, теперь уже заэвтектического, начинают выделяться *B*

кристаллы, состав маточного раствора возвращается от *G* к *C*, и процесс затвердевания заканчивается затвердеванием эвтектики.

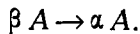
Превращения. Если компоненты претерпевают в твердом состоянии превращения, то все сплавы обладают такими же точками превращений, так как они (сплавы) состоят только из чистых компонентов, расположенных друг около друга. Температуры превращений остаются неизменными, изменяется только тепловой эффект в соответствии с концентрацией.

На фиг. 38 приведена диаграмма состояния для случая, когда каждый из компонентов обладает одной точкой превращения.



Фиг. 38. Диаграмма состояния при наличии превращений.

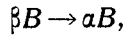
Часть *ABCDE* диаграммы отвечает процессу затвердевания. Непосредственно после окончания затвердевания все сплавы состоят из механической смеси кристаллов двух видов — *A* и *B*. В правой части фиг. 38 приведена кривая охлаждения сплава с 30% *B*. В *a* появляется перегиб, который соответствует началу выделения *A*-кристаллов, в *b* процесс затвердевания заканчивается кристаллизацией эвтектики. Продолжительность последней составляет *bc* секунд и определяется на диаграмме отрезком *b'c'*. Оба компонента находятся теперь в β -состоянии. В *d* происходит превращение компонента *A*:



Это превращение выражается на кривой охлаждения температурной остановкой *de*, отвечающей по продолжительности количеству теплоты, выделяемому при превращении 70% *A*. Продолжительность температурной остановки в *de* секунд определяется на диаграмме отрезком *d'e'*. Теперь уже сплав состоит из смеси $\alpha A + \beta B$.

При температуре *f* *B* также переходит в α -модификацию, и на

кривой охлаждения появляется температурная остановка, соответствующая переходу:



продолжительность которой $fg = f'g'$. Когда это превращение закончилось, все сплавы состоят из смеси αA - и αB -кристаллов.

Области состояния диаграммы:

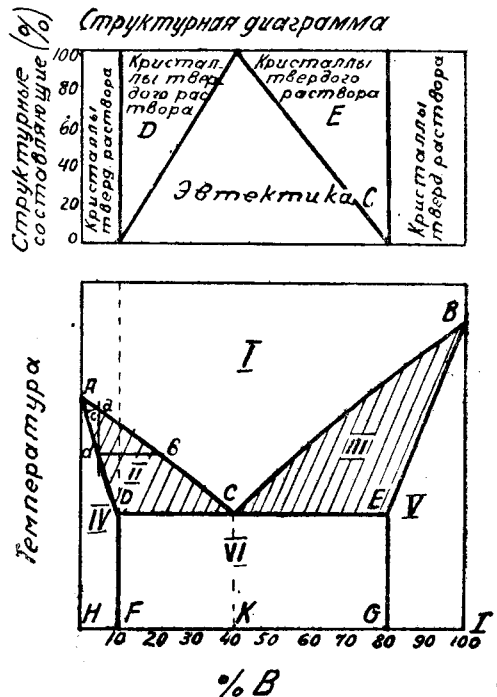
- I. Выше ACB : жидкий сплав.
- II. ACD : βA -кристаллы + жидкий сплав.
- III. CBE : βB -кристаллы + жидкий сплав.
- IV. $DEGF$: βA -кристаллы + βB -кристаллы:
 - a) $DCOF$: βA -кристаллы + эвтектика C ($\alpha A + \beta B$);
 - b) $CEGO$: βB -кристаллы + эвтектика C ($\alpha A + \beta B$).
- V. $FGIH$: αA -кристаллы + βB -кристаллы:
 - a) $FONH$: αA -кристаллы + эвтектика O ($\alpha A + \beta B$);
 - b) $OGIN$: βB -кристаллы + эвтектика O ($\alpha A + \beta B$).
- VI. $HILK$: αA -кристаллы + αB -кристаллы:
 - a) $HNMK$: αA кристаллы + эвтектика N ($\alpha A + \alpha B$);
 - b) $NILM$: αB -кристаллы + эвтектика N ($\alpha A + \alpha B$).

3. В твердом состоянии оба компонента ограниченно растворимы друг в друге

Если в твердом состоянии существует определенная ограниченная растворимость обоих компонентов, то эвтектическая линия доходит

не до ординат 0 и 100, как на фиг. 33, а только до той концентрации, которая соответствует насыщенному твердому раствору. На фиг. 39 дана диаграмма состояния для такого случая. Линия начала затвердевания состоит, как и на фиг. 38, из двух пересекающихся ветвей AC и CB . Но в то время как по линии AC диаграммы, приведенной на фиг. 33, из жидкого сплава выкристаллизуется чистый компонент A , выделяющиеся в данном случае кристаллы содержат определенное количество B в твердом растворе.

Предположим, что компонент A может содержать в твердом растворе до 10% B . По окончании затвердевания, следовательно, все сплавы между 0 и 10% состоят из однородного твердого раствора. Затвердевание какого-либо сплава из этой области концентраций, например, содержащего



Фиг. 39. Диаграмма состояния типа V по Розебуму и структурная диаграмма.

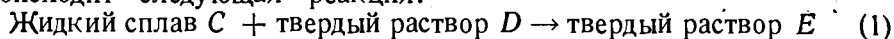
5% *B*, происходит таким образом, что при температуре *a* начинают выделяться кристаллы твердого раствора *c*. Поэтому маточный раствор обогащается *B*, состав его сдвигается к *b*, в то время как состав выделяющихся кристаллов твердого раствора меняется от *c* к *d*. В *d* затвердевание заканчивается, и сплав состоит из пятипроцентного твердого раствора *B* в *A*.

Подобным же образом ведут себя сплавы, в которых превалирует *B*, где предел насыщения компонента *B* компонентом *A* предположим равным 20%. Кристаллы с 10 и 80% *B* называют насыщенными или предельными твердыми растворами. Все сплавы, состав которых находится между 10 и 80% *B*, после затвердевания состоят из механической смеси обоих насыщенных твердых растворов, обозначенных для краткости *D* и *E*. Интервал от 10 до 80% называется разрывом в растворимости.

Затвердевание сплава, состав которого находится между 10 и 80% *B*, совершается подобно описываемому в разделе 2, с тем только отличием, что при затвердевании вместо чистых компонентов фигурируют предельные твердые растворы.

Не всегда отдельные точки диаграммы имеют такое взаимное расположение, как на фиг. 39. Расположение, особенно когда разрыв в растворимости невелик, часто бывает иным. В случае, представленном на фиг. 40, перерыв в растворимости простирается, от 15 до 30% *B*. Все сплавы до 15% *B* затвердевают в виде однородного твердого раствора точно так же, как и сплавы от 30 до 100%, в то время как сплавы, лежащие между 15 и 30% *B*, затвердевают в виде смеси насыщенных твердых растворов *D* и *E*. Разница между этой диаграммой и предыдущей (фиг. 39) состоит только в том, что в последней концентрация жидкого сплава *C*, соответствующая точке пересечения ветвей *AC* и *BC*, находится между концентрациями *D* и *E* насыщенных твердых растворов, в то время как на фиг. 40 точка *C* лежит вне *DE*.

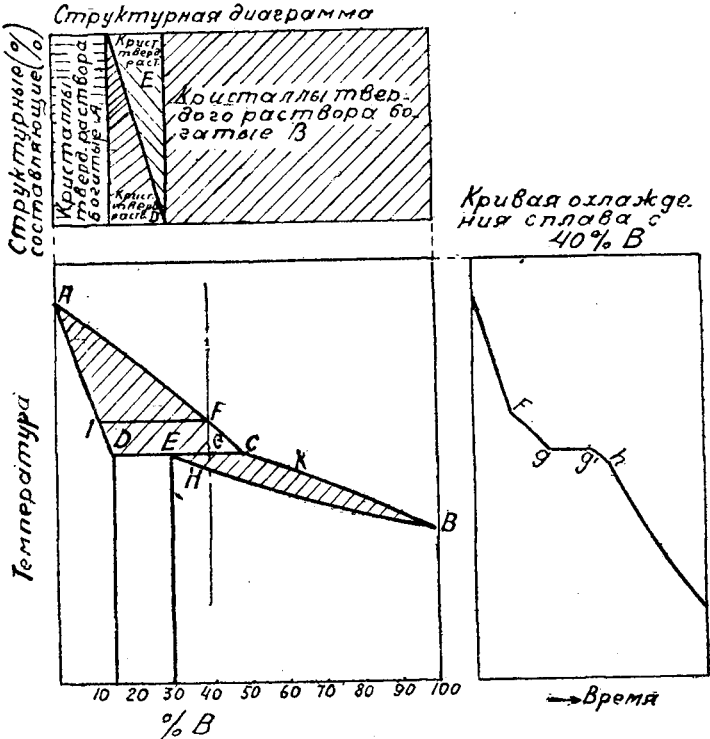
Во время охлаждения при температуре горизонтали *DC* (фиг. 40) происходит следующая реакция:



Поэтому, например, процесс затвердевания сплава с 40% *B* протекает следующим образом: как только достигается температура *F*, из жидкого сплава выделяются кристаллы *I*. На кривой охлаждения это явление выражается перегибом *f* (правая часть фиг. 40). Во время прохождения температурного интервала *FG* состав жидкой части сплава сдвигается от *F* к *C*, состав же выпадающих кристаллов твердого раствора от *I* к *D*. При этой температуре наступает реакция (1).

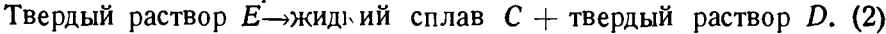
Кристаллы *D* впитывают часть компонента *B* из жидкой части сплава *C* — экзотермический процесс, при котором температура системы остается постоянной до тех пор, пока все *D*-кристаллы не превратятся в *E*-кристаллы. Поэтому на кривой охлаждения появляется температурная остановка *gg'*. После прекращения всех *D*-кристаллов в *E*-кристаллы остается некоторое количество избыточного жидкого сплава. Он затвердевает далее при понижающейся температуре, причем состав жидкой части сплава скользит вдоль

СК, и одновременно кристаллы изменяют свою концентрацию от Е к Н. В точке Н заканчивается затвердевание сплава, который состоит теперь только из однородных кристаллов твердого раствора Н с 40% В. Явление затвердевания, происходящее в интервале температур GH, выражается на кривой охлаждения отрезком замедленного охлаждения g'h.



Фиг. 40. Диаграмма состояния типа IV по Розебуму и структурная диаграмма.

Из всего сказанного легко воспроизвести все явления при плавлении подобного сплава. Как только при нагревании кривая солидуса *EB* достигнута в точке *H*, образуется жидкий сплав состава *K*. С повышением температуры увеличивается количество жидкости. Одновременно ее концентрация сдвигается от *K* к *C*. Количество кристаллов твердого раствора уменьшается; концентрация их достигает точки *E*. Тогда начинается реакция:



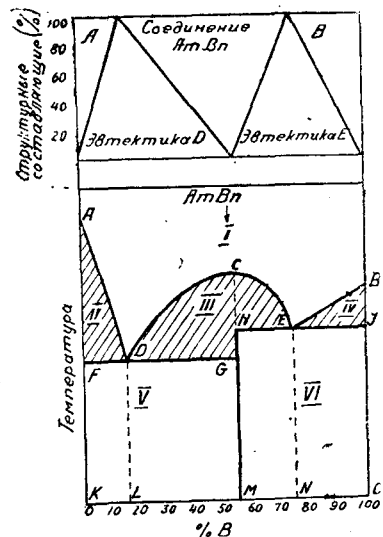
По окончании реакции (2) концентрация кристаллов твердого раствора сдвигается от *E* к *D*, концентрация жидкости остается неизменной и равной *C*, причем количество ее увеличивается. Лишь по окончании этой реакции приток тепла может вызвать дальнейшее повышение температуры. Концентрация непрерывно увеличивающейся

в весе жидкой части сплава сдвигается от C к F , концентрация кристаллов твердого раствора — от D к I . В F плавление заканчивается — весь сплав переходит в жидкое состояние.

б) Компоненты образуют друг с другом одно или несколько химических соединений

1. Соединения и компоненты абсолютно нерастворимы друг в друге в твердом состоянии

Нормальные диаграммы состояния этой группы сплавов характеризуются тем, что кривая начала затвердевания имеет максимум при той концентрации, которая соответствует данному соединению. На фиг. 41 изображена подобная диаграмма состояния. К этому типу подходит описанная на стр. 38 система магний-свинец.



Фиг. 41. Диаграмма состояния системы с одним химическим соединением.

Линия начала затвердевания состоит из трех ветвей: AD , DCE и EB . AD соответствует началу выделения из жидкого сплава A -кристаллов, DCE с максимумом C — выделению кристаллов соединения $AmBn$, EB — выделению B -кристаллов. Эти три ветви кривой пересекаются в двух точках D и E , отвечающих затвердеванию обоих эвтектик D (A , $AmBn$) и E (B , $AmBn$). Линия конца затвердевания состоит из двух эвтектических горизонталей FG и HI , так как предполагается абсолютная нерастворимость в твердом состоянии.

Состав соединения можно определить по следующим признакам:

1. Кривая охлаждения жидкого сплава, который точно соответствует соединению, дает только одну температурную остановку.

2. Эвтектические горизонтали FG и HI доходят только до концентрации M . В точках G и H продолжительность эвтектической кристаллизации равна нулю.

3. Процентный состав соединения должен соответствовать стехиометрическому весовому соотношению компонентов A и B .

4. В некоторых случаях состав соединения можно определить прямо путем анализа. Часто именно кристаллы $AmBn$ трудно растворимы в разбавленных кислотах, чистые же компоненты растворимы легко. Обработывая достаточно долго какой-либо сплав, содержащий $AmBn$, подходящим растворителем, получают $AmBn$ -кристаллы в осадке, в то время как все остальное растворяется. После фильтрования и промывки состав осадка можно определить анализом. Этот метод

анализа осадка раньше был широко распространен. Однако он пригоден только в том случае, если можно быть уверенным в том, что нерастворимые кристаллы не содержат в себе даже и следов кристаллов другого вида. Это положение не всегда оправдывается, как это видно из фиг. 42. Здесь изображена структура сплава, состоящего из 77% свинца, 7% олова и 16% сурьмы. Структура состоит из белых кубических кристаллов соединения $SbSn$ и основной эвтектической массы (темной) из свинца и из того же соединения олова с сурьмой. Вполне ясно видно, что кристаллы $SbSn$, обозначенные буквою *a*, окружены внутри определенным количеством темных, богатых свинцом составных частей. Так как богатая свинцом внутренняя часть кристалла при растворении осадка защищена от действия кислоты, результат анализа осадка должен получиться ошибочным.



Разведенная азотная кислота $\times 20$
 Фиг. 42. Баббит. Светлые кубические кристаллы $SbSn$ частично содержат в себе богатый свинцом маточный раствор.

Области состояния диаграммы:

- I. Выше *ADCB*: жидкий сплав.
- II. *ADF*: *A*-кристаллы + жидкий сплав.
- III. *DCEHG*: *AmBn*-кристаллы + жидкий сплав.
- IV. *BEI*: *B*-кристаллы + жидкий сплав.
- V. *FGMK*: *A*-кристаллы + *AmBn*-кристаллы:
 - a) *FDLK*: *A*-кристаллы + эвтектика *D* (*A* + *AmBn*).
 - b) *DGML*: *AmBn*-кристаллы + эвтектика *D* (*A* + *AmBn*).
- VI. *HIOM*: *B*-кристаллы + *AmBn*-кристаллы:
 - a) *HENM*: *AmBn*-кристаллы + эвтектика *E* (*B* + *AmBn*);
 - b) *EION*: *B*-кристаллы + эвтектика *E* (*B* + *AmBn*).

Определение различных линий диаграммы можно большей частью произвести путем построения кривых охлаждения. Точное положение максимума можно установить согласно приведенных выше условий.

Соотношения составных частей структуры сплавов этого вида дано в верхней части фиг. 41.

Если оба компонента образуют друг с другом несколько соединений, то в диаграмме состояния каждому отдельному соединению соответствует отдельный максимум.

Случай скрытого максимума. В некоторых случаях соединение образованное компонентами, обладает тем свойством, что при нагревании оно, не достигнув точки плавления, распадается при определенной температуре на жидкость и кристаллы другого рода. Обратное, это соединение возникает во время охлаждения при той же темпера-

туре, благодаря реакции между кристаллами и жидкой частью сплава [сравн. Тамман (3)].

Диаграмма состояния этой группы сплавов соответствует типу, представленному на фиг. 43.

Кривая начала затвердевания состоит из трех ветвей AC , CD и DB , — если оба компонента образуют друг с другом только одно соединение. Если число соединений больше, то для каждого нового соединения добавляется еще одна ветвь. AC соответствует выделению

A -кристаллов, CD — выделе-

лению $AmBn$ - кристаллов

и DB — выделению B -кри-

сталлов из жидкого сплава. Через точки C и D про-

ходят горизонталь EF и

DH . Эвтектическая гори-

зонталь EF соответствует

затвердеванию эвтектики

C , состоящей из смеси A -

и $AmBn$ - кристаллов. На

горизонталь DH происход-

ит образование $AmBn$ за

счет реакции B -кристаллов

с жидкой частью сплава:

Жидкость D + кристал-

лы $B \rightarrow AmBn$. (1)

Максимум, соответст-

вующий соединению, отсут-

ствует, так как вся пунктир-

ная часть кривой лежит в

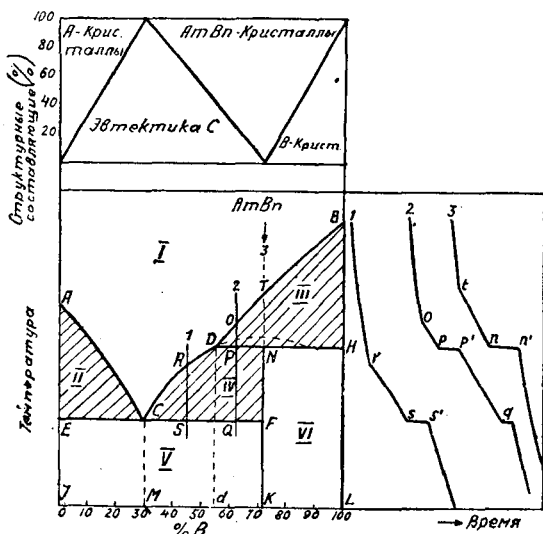
области температур, при

которых соединение $AmBn$ не может существовать.

Затвердевание различных сплавов протекает следующим образом.

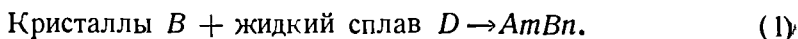
У сплавов с содержанием B от 0 до $M\%$ при температурах линии AC начинают выделяться чистые A -кристаллы. Когда благодаря этому состав жидкого маточного раствора достигает C , то при эвтектической температуре весь остаток затвердевает в виде эвтектики C ($A + AmBn$). На кривой охлаждения появляется перегиб, соответствующий началу выделения A -кристаллов, и температурная остановка, соответствующая эвтектической кристаллизации.

Сплавы, состав которых находится между M и d , застывают так, что сначала при температурах кривой CD из жидкого сплава начинают выделяться первичные кристаллы $AmBn$; по мере их выделения состав маточного раствора сдвигается все ближе и ближе к C . Здесь затвердевание заканчивается кристаллизацией эвтектики C , состоящей из смеси $A + AmBn$ -кристаллов. Примером может служить жидкий сплав 1, кривая охлаждения которого приведена на правой стороне фиг. 43. Перегиб r соответствует началу выделения $AmBn$ -кристаллов, температурная остановка ss' — затвердеванию эвтектики C .



Фиг. 43. Диаграмма состояния со скрытым максимумом.

Жидкий сплав, состав которого точно соответствует соединению $AmBn$ (кривая $З$) и содержащий в нашем примере 72% B , начинает затвердевать при температуре T (на кривой охлаждения t) выделением B -кристаллов. Состав маточного раствора благодаря этому сдвигается влево, до D , после чего выделившиеся кристаллы B начинают реагировать с жидким маточным раствором по уравнению:



Взаимные весовые соотношения жидкого сплава и B -кристаллов при этой концентрации таковы, что не существует в избытке ни B , ни жидкого сплава, так как благодаря образованию $AmBn$ -кристаллов оба реагирующие вещества используются полностью. Температурная остановка nn' на кривой охлаждения соответствует реакции (1).

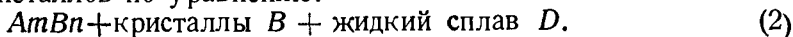
После окончания реакции сплав состоит только из кристаллов $AmBn$.

У тех сплавов, в которых содержание B находится между K и L при температуре TB начинают выделяться первичные B -кристаллы. Концентрация маточного раствора сдвигается к D , после чего происходит реакция (1) с образованием $AmBn$. Но так как в этом случае компонента B имеется больше, чем это соответствует $AmBn$, то используется только часть кристаллов B , в то время как жидкий маточный раствор расходуется полностью.

У сплавов, концентрации которых лежат между d и K , при температуре, лежащей на DT , начинают выделяться первичные B -кристаллы. Состав маточного раствора изменяется до D , и при этой температуре опять-таки начинается реакция (1) с образованием $AmBn$. Но так как в жидком сплаве содержание B меньше, чем это нужно соединению $AmBn$, то после полного израсходования B -кристаллов остается избыточный жидкий сплав. Вдоль DC из жидкого сплава выделяются еще $AmBn$ -кристаллы до тех пор, пока остаток жидкого маточного раствора не затвердеет при температуре эвтектической горизонтали EE в эвтектику C . На кривой охлаждения (2) подобного сплава, лежащего между d и K , имеется перегиб при температуре O , лежащей между D и T (o на кривой охлаждения), соответственно началу образования B -кристаллов. При температуре P имеет место температурная остановка (pp'), продолжительность которой пропорциональна количеству образовавшегося $AmBn$. Отсюда температура медленно понижается с выделением кристаллов $AmBn$ до точки Q , где эвтектическая температурная остановка q характеризует конец затвердевания.

Явления при нагревании. При достижении эвтектической горизонтали EE начинает плавиться эвтектика C . С повышением температуры $AmBn$ -кристаллы растворяются в жидкой части сплава. Количество жидкого сплава увеличивается, состав его сдвигается вправо до точки D . При этом достигается температура разложения $AmBn$ и расплавленная часть кристаллов $AmBn$ разлагается при постоянной

температуре с образованием новых количеств жидкого сплава и свободных B -кристаллов по уравнению:



Как только разложение закончилось, температура начинает повышаться снова, и образовавшиеся B -кристаллы начинают растворяться в жидкой части сплава. При достижении линии DB плавление заканчивается.

Для экспериментального определения отдельных кривых и точек служат обычные признаки. Термически точка C выражается максимальным значением времени эвтектической остановки, металлографически — отсутствием первичных кристаллов какого бы то ни было вида. Точка перегиба D не совпадает с концентрацией соединения $AmBn$. Положение ее устанавливается следующими условиями.

1. Она является точкой пересечения кривых CD и DB .

2. Она лежит на горизонтали DH .

3. Продолжительность температурной остановки, которая соответствует реакции (1), в D равна нулю. Нанося, подобно тому, как это было показано на стр. 48 для эвтектической горизонтали, продолжительности остановок, соответствующих горизонтали DH , для сплавов от d до L , получим максимум для концентрации K , отвечающей соединению $AmBn$. От этого наибольшего значения продолжительности остановки уменьшаются по обе стороны, и при концентрациях d и L (чистый B) они равны нулю.

На этой диаграмме состояния концентрация K не может быть установлена определением максимума кривой, так как максимум здесь не достигается, а «перекрывается» кривой DB . Для определения состава соединения должны служить другие признаки:

1. Продолжительность температурной остановки, соответствующей реакции (1), имеет при концентрации K наибольшее значение.

2. Эвтектическая горизонталь EF доходит только до концентрации K . Определяя продолжительности эвтектических остановок, можно поэтому найти путем экстраполяции концентрацию F , при которой эта продолжительность равна нулю.

3. Концентрация K должна соответствовать стехиометрическому соотношению обоих компонентов.

4. Сплав должен содержать кристаллы только одного рода.

Области с тьяния диаграммы:

I. Выше $ACDB$: жидкий сплав.

II. ACE : A -кристаллы + жидкий сплав.

III. BDH : B -кристаллы + жидкий сплав.

IV. $CDNF$: $AmBn$ -кристаллы + жидкий сплав.

V. $EEKI$: A -кристаллы + $AmBn$ -кристаллы:

а) $ECMI$: A -кристаллы + эвтектика C ($A + AmBn$);

б) $CFKM$: $AmBn$ -кристаллы + эвтектика C ($A + AmBn$).

VI. $NHLK$: B -кристаллы + $AmBn$ -кристаллы.

Структура:

От I до M^0_{10} B : A -кристаллы + эвтектика C .

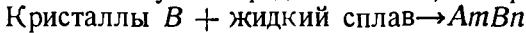
От M до K^0_{10} B : $AmBn$ -кристаллы + эвтектика C .

При K^0_{10} B : $AmBn$ -кристаллы.

От K до L^0_{10} B : B -кристаллы + $AmBn$ -кристаллы.

Процентное содержание отдельных составных частей структуры сплавов определяется графически, согласно верхней части фиг. 43.

Аномальные случаи. В приведенном объяснении диаграммы состояния со скрытым максимумом предполагалось, что реакция:



протекает полностью, т. е. что действительно образуется то количество AmBn , которое должно получиться при данном весовом соотношении компонентов. Может, однако, случиться, что реакция протекает не до конца, так как B -кристаллы, вследствие реакции с жидким сплавом обволакиваются слоем AmBn . Таким образом, остаток жидкого сплава отделяется от кристаллов B , и этим создается препятствие к окончанию реакции. Из-за этого обволакивания реагирует слишком мало жидкого сплава и, как следствие этого, дальнейшее затверждение протекает, как у сплава с меньшим содержанием B .

Эвтектическая горизонталь пойдет далее вправо, и положение концентрации K будет неточно.

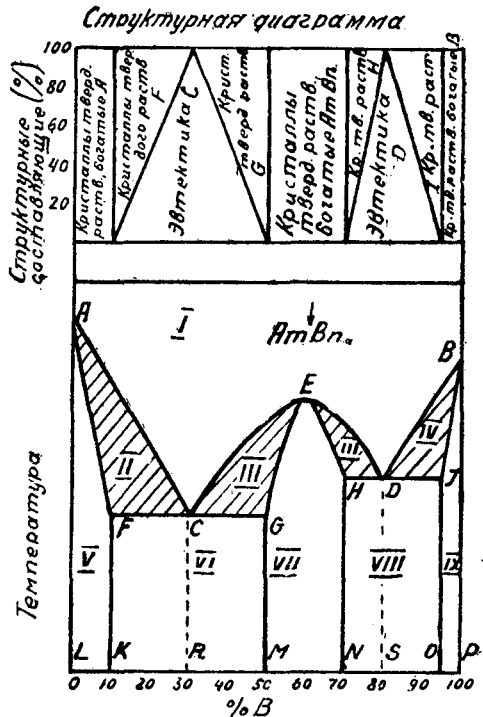
Исследованием структуры можно установить, протекала ли реакция полностью или же нет — вследствие обволакивания первичных кристаллов.

В таких случаях появляется три рода кристаллов вместо двух, чего не должно быть по правилу фаз.

2. Соединения и компоненты в твердом состоянии полностью или частично растворимы друг в друге

Если в твердом состоянии имеет место полная смешиваемость (растворимость), то диаграммы состояния сходны с диаграммами фиг. 30 и 31. Только положение максимума, минимума и точки перегиба должны соответствовать определенным условиям, которые были исследованы Руэром.

При частичной смешиваемости (растворимости) вид диаграммы состояния может быть различным в зависимости от того, имеется ли одно или несколько соединений, которые образуют друг с другом или с компонентами один или больше рядов твердых растворов. Во всех случаях, однако, можно легко разобраться, комбинируя соответствующие основные диаграммы.



Фиг. 44. Диаграмма состояния системы с одним соединением при частичной растворимости в твердом состоянии.

Подобный пример приведен на фиг. 44. Здесь предполагается, что компоненты образуют друг с другом соединение $AmBn$, которое ограничено растворимо в каждом из компонентов. Можно представить эту диаграмму разбитой на две отдельные диаграммы типа, данного на фиг. 39, с компонентами A , $AmBn$ и $AmBn$, B . Линия начала затвердевания состоит из трех ветвей AC , CE , ED , DB , из которых средняя обладает максимумом в точке E , соответственно соединению $AmBn$. Кривая конца затвердевания состоит из двух эвтектических горизонталей FG и HI и четырех линий солидуса AF , GE , EH и IB .

Значение линий диаграммы состояния:

AC соответствует началу выделения из жидкого сплава кристаллов твердого раствора, богатых компонентом A .

CE — начало выделения из жидкого сплава кристаллов твердого раствора, богатых $AmBn$.

ED — начало выделения из жидкого сплава кристаллов твердого раствора, богатых компонентом B .

AF — конец затвердевания кристаллов, богатых компонентом A .

FG соответствует затвердеванию эвтектики C , состоящей из смеси кристаллов насыщенных твердых растворов F и G .

GE соответствует концу затвердевания кристаллов твердого раствора, богатых $AmBn$.

EH соответствует концу затвердевания кристаллов твердого раствора, богатых B .

HI — затвердевание эвтектики D , состоящей из смеси кристаллов, насыщенных твердых растворов H и I .

Области состояния диаграммы:

I. Выше $ACEDB$: жидкий сплав.

II. ACF : кристаллы твердого раствора, богатые A + жидкий сплав.

III. $CEDEG$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$ + жидкий сплав.

IV. BDI : кристаллы твердого раствора, богатые B + жидкий сплав.

V. $AFKL$: кристаллы твердого раствора, богатые A .

VI. $FGMK$: кристаллы твердого раствора, богатые A + кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$.

а) $FCRK$: кристаллы твердого раствора, богатые A + эвтектика C .

б) $CGMR$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$ + эвтектика C .

VII. $GEHNM$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$.

VIII. $HION$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$ + кристаллы твердого раствора, богатые B .

а) $HDSN$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$ + эвтектика D .

б) $DIOS$: кристаллы твердого раствора, богатые B + эвтектика D .

IX. $BIOP$: кристаллы твердого раствора, богатые B .

Имеющие место структуры графически изображены в верхней части фиг. 44.

Структура:

От L до $K^0/0$ B : кристаллы твердого раствора, богатые компонентом A .

» K » $R^0/0$ B : кристаллы твердого раствора F + эвтектика C .

» R » $M^0/0$ B : кристаллы твердого раствора G + эвтектика C .

» M » $N^0/0$ B : кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$.

» N » $S^0/0$ B : кристаллы твердого раствора H + эвтектика D .

» S » $O^0/0$ B : кристаллы твердого раствора I + эвтектика D .

» O » $P^0/0$ B : кристаллы твердого раствора, богатые компонентом B .

Очень часто случается, что компоненты образуют друг с другом одно или несколько соединений, которые разлагаются ниже точки плавления, т. е. имеет место случай скрытого максимума, о котором говорилось на стр. 55.

На фиг. 45 приведена такая диаграмма.

Кривая начала затвердевания состоит из ветвей AC , CD и DB , соответственно началу выделения кристаллов твердых растворов, богатых A , $AmBn$ и B . Концу затвердевания отвечают:

AG — линия солидуса кристаллов твердого раствора, богатых A ,

GH — эвтектическая горизонталь,

HE — линия солидуса кристаллов твердого раствора, богатых $AmBn$,

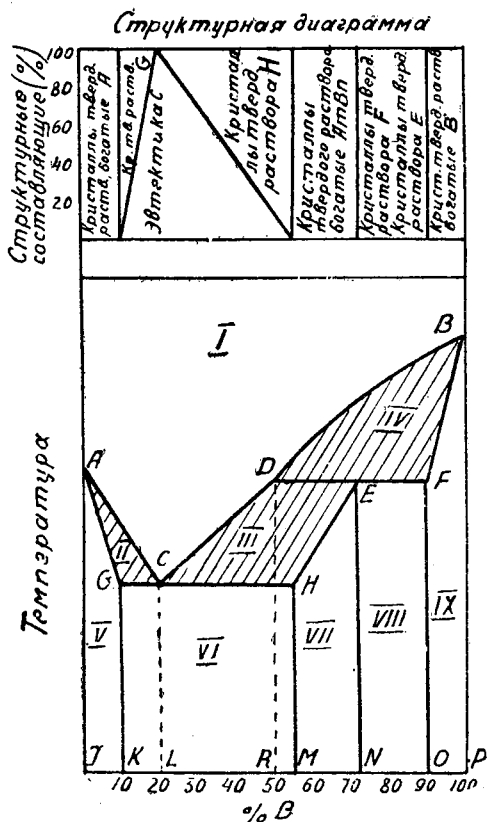
EF — горизонталь, которая соответствует образованию $AmBn$ из кристаллов F и жидкого сплава D ,

FB — линия солидуса кристаллов твердого раствора, богатых B .

В примере, приведенном на фиг. 45, концентрация E совпадает с составом соединения $AmBn$. Это бывает не всегда. Определение состава соединения помощью термического анализа у подобных диаграмм весьма сложно и особенно затрудняется оно, если концентрация соединения не совпадает с концентрацией кристаллов насыщенного твердого раствора. Поэтому для многих технически важных сплавов, несмотря на точные термические и микроскопические исследования, достоверно еще не установлено, существует ли соединение, как на диаграмме фиг. 45, или же имеет место разрыв в растворимости, как на диаграмме фиг. 40. Для разрешения вопроса о существовании соединения должны быть использованы другие методы исследования.

Области состояния диаграммы:

- I. Выше $ACDB$: жидкий сплав.
- II. ACG : кристаллы твердого раствора, богатые A + жидкий сплав.
- III. $DEHC$: кристаллы твердого раствора, богатые $AmBn$ + жидкий сплав.



Фиг. 45. Диаграмма состояния системы со скрытым максимумом и с частичной растворимостью в твердом состоянии.

- IV. *BDF*: кристаллы твердого раствора, богатые *B* + жидкий сплав.
- V. *AGKI*: кристаллы твердого раствора, богатые *A*.
- VI. *GHMK*: кристаллы твердого раствора *G* + кристаллы твердого раствора *H*
 - a) *GCLK*: кристаллы твердого раствора *G* + эвтектика *C*.
 - b) *CHML*: кристаллы твердого раствора *H* + эвтектика *C*.
- VII. *HENM*: кристаллы твердого раствора, богатые *AmBn*.
- VIII. *EFON*: кристаллы твердого раствора *E* + кристаллы твердого раствора *F*.
- IX. *BFOP*: кристаллы твердого раствора, богатые *B*.

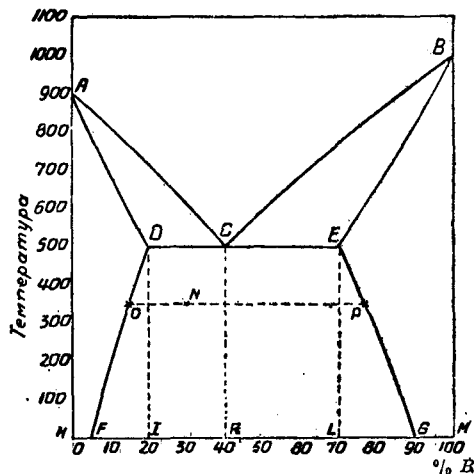
Структура. Строение сплавов соответствует областям от V до IX. Относительные весовые соотношения различных элементов структуры даны на структурной диаграмме в верхней части фиг. 45.

Преобразования и изменения растворимости в твердом состоянии

Компоненты, соединения и твердые растворы могут претерпевать превращения в твердом состоянии. Далее, может изменяться взаимная растворимость, при чем большей частью с понижением температуры увеличивается разрыв в растворимости¹.

В то время, как аллотропические превращения и связанные с ними большей частью скачкообразные изменения растворимости могут быть доказаны с помощью кривых охлаждения, тепловой эффект, связанный с постепенным изменением растворимости, настолько мал, что его нельзя уловить на кривой охлаждения.

В таких случаях лучшим способом является исследование структуры, так как вновь появляющиеся виды кристаллов могут быть большей частью



Фиг. 46. Диаграмма состояния с изменяющейся растворимостью в твердом состоянии.

легко обнаружены при помощи микроскопа. Вследствие происходящих в твердом состоянии превращений на диаграмме состояния появляются ниже линии солидуса дополнительные линии равновесия и области состояния, расположение которых может быть весьма разнообразным.

Простой пример изменения разрыва в растворимости с понижением температуры представлен на фиг. 46.

¹ Для случая фиг. 46 этот разрыв равен *DE* при эвтектической температуре. С понижением температуры он увеличивается, что характеризуется линиями *DF* и *EG*. — *Ред.*

Затвердевание происходит по диаграмме, приведенной на фиг. 39 и описанной на стр. 51. Непосредственно по окончании затвердевания сплавы, содержащие до 20% *B*, состоят из кристаллов твердого раствора, богатых *A*, сплавы с 20—70% *B* — из смеси кристаллов насыщенных твердых растворов *D* и *E* и свыше 70% — из кристаллов твердого раствора, богатых *B*. Но в то время, как, согласно диаграммы фиг. 39, растворимость *B* в *A* не изменяется с понижением температуры, в данном случае (фиг. 46) растворимость *B* в *A*, которая при 500° равна 20%, уменьшается постепенно с понижением температуры до 5% при 0°. *DF* — линия растворимости *B* в *A* в твердом состоянии. Это относится и к твердым растворам, богатым *B*. Кривая *EG* показывает изменение растворимости компонента *A* в *B* с понижением температуры. Если хотят определить состав кристаллов твердого раствора какого-либо сплава при определенной температуре, предположим, сплава с 30% компонента *B* при температуре 350°, то нужно провести через точку *N*, изображающую сплав, горизонталь до пересечения с линиями *DF* и *EG*. Построение дает точки *O* и *P*, т. е. при 350° сплав с 30% компонента *B* состоит из смеси кристаллов с 15% и с 77% компонента *B*. Относительные весовые количества определяются по закону рычага:

$$\frac{\text{количество кристаллов } O}{\text{количество кристаллов } P} = \frac{NP}{ON}.$$

Может случиться, что у сплавов в твердом состоянии появляются как аллотропические превращения, так и уменьшение растворимости, например, у сплавов железо-углерод.

В этих случаях в твердом состоянии наблюдаются явления, которые во многих отношениях подобны явлениям, происходящим при затвердевании. Подобно тому, как точка затвердевания металла может быть понижена тем, что в нем будет растворено какое-либо другое вещество, точка превращения та же может понизиться, если другое вещество вступает в твердый раствор. Для пояснения этих соотношений приводим ниже простой случай превращения твердого раствора.

Оба компонента *A* и *B* имеют по одной точке превращения (*C* и *E*) в твердом состоянии, и пусть будут сделаны следующие предположения:

1. *A* и *B* в жидком состоянии полностью растворяются друг в друге.
2. βA и βB образуют непрерывный ряд твердых растворов.
3. αA и αB абсолютно не растворяются друг в друге.
4. Исключается также возможность образования твердых растворов между α - и β -модификациями.

Тогда диаграмма состояния примет вид, изображенный на фиг. 47.

Явления при затвердевании соответствуют описанным на стр. 43 для диаграммы фиг. 30. Из жидкого сплава состава *ALB* выделяются кристаллы твердого раствора состава *ASB*. Непосредственно после затвердевания все сплавы состоят из гомогенного твердого раствора, в котором оба компонента находятся в β -модификации.

m на кривой охлаждения. При температуре *N* (на кривой охлаждения *n*) затвердевание закончено, и сплав состоит из гомогенного твердого раствора βA и βB . Это состояние не изменяется до *O* (на кривой охлаждения *o*). Здесь из твердого раствора начинают выделяться чистые αA -кристаллы, в то время как остаток твердого маточного раствора приближается к эвтектоидному составу (40% *B*). Начало процесса выделения αA -кристаллов выражается на кривой охлаждения перегибом *o*, превращение эвтектоидного твердого раствора в смесь кристаллов $\alpha A + \alpha B$ — температурной остановкой *p*.

Отдельные ветви кривых диаграммы (фиг. 47) имеют, следовательно, следующее значение:

ALB — начало выделения кристаллов твердого раствора, содержащих оба компонента в β -модификации.

ASB — конец затвердевания.

CD — начало выделения αA -кристаллов из твердого раствора.

DE — начало выделения αB -кристаллов из твердого раствора.

FG — превращение эвтектоидного твердого раствора в эвтектоидную смесь $\alpha A + \alpha B$.

Области состояния диаграммы:

I. Выше *ALB*: жидкий сплав.

II. *ALBSA*: β -кристаллы твердого раствора + жидкий сплав.

III. *ASBEDC*: β -кристаллы твердого раствора.

IV. *CDF*: αA + твердый раствор.

V. *EDG*: αB + твердый раствор.

VI. *FGKH*: $\alpha A + \alpha B$:

a) *EDIH*: αA + эвтектоид *D*;

b) *DGKI*: αB + эвтектоид *D*.

Кроме этого простейшего случая, превращения в твердом состоянии могут протекать по довольно сложным законам, и здесь также могут выявиться: ограниченная растворимость, разрывы в растворимости, соединения, максимумы, минимумы и т. п., — т. е. существует огромное количество диаграмм состояния (если учесть всевозможные комбинации).

В. ОБА КОМПОНЕНТА В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ АБСОЛЮТНО НЕРАСТВОРИМЫ ДРУГ В ДРУГЕ

Случай полной нерастворимости в жидком состоянии встречается сравнительно редко. Два расплавленных металла, обладающих таким свойством, будучи смешаны друг с другом, разделяются по происшествию определенного времени на два слоя и располагаются соответственно удельному весам (расслаивание).

Затвердевание в этом случае протекает чрезвычайно просто.

Так как нет взаимной растворимости, то не может быть и никакого взаимного влияния на точку плавления (затвердевания), и каждый металл затвердевает при своей нормальной температуре плавления (затвердевания) независимо от того, произошло ли уже действительное разделение на два слоя или оба металла смешаны друг с другом в виде эмульсии.

Диаграмма состояния, как видно из фиг. 48, имеет две горизонтальные линии AN и BM соответственно точкам плавления компонентов.

Области диаграммы:

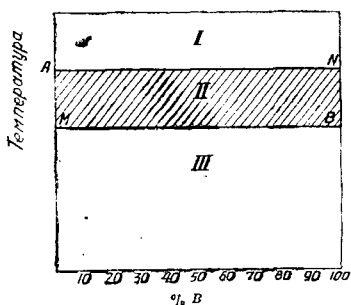
I. Выше AN : два слоя — жидкий компонент A + жидкий компонент B .

II. $ANBM$: твердый компонент A + жидкий компонент B .

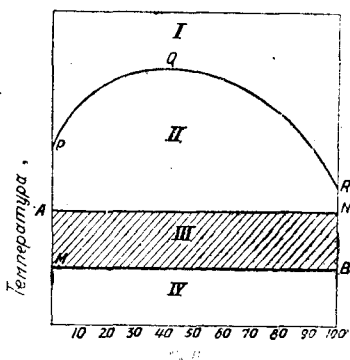
III. Ниже BM : твердый компонент A + твердый компонент B .

С. ОБА КОМПОНЕНТА В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ ОГРАНИЧЕННО РАСТВОРИМЫ ДРУГ В ДРУГЕ

Как уже было показано на примере сплава свинец-цинк (стр. 34), жидкий сплав двух металлов, обладающих ограниченной растворимостью в жидком виде, разделяется на два слоя, состав которых зависит от температуры. В общем с повышением температуры разрыв



Фиг. 48. Диаграмма состояния при полной нерастворимости в жидком состоянии.



Фиг. 49. Диаграмма состояния при ограниченной растворимости в жидком состоянии.

в растворимости уменьшается до тех пор, пока выше определенной температуры состав обоих слоев не уравнивается: это означает, что образуется один гомогенный жидкий сплав.

Состав жидких слоев, которые при разных температурах находятся друг с другом в равновесии, определяется кривой растворимости PQR (фиг. 49). В этом примере предполагается, что оба компонента совершенно разделены уже в жидком состоянии. Кроме линии PQR , диаграмма состояния имеет две горизонтали AN и BM , которые проходят через точки плавления чистых компонентов.

Области состояния диаграммы:

I. Выше PQR : гомогенный жидкий сплав.

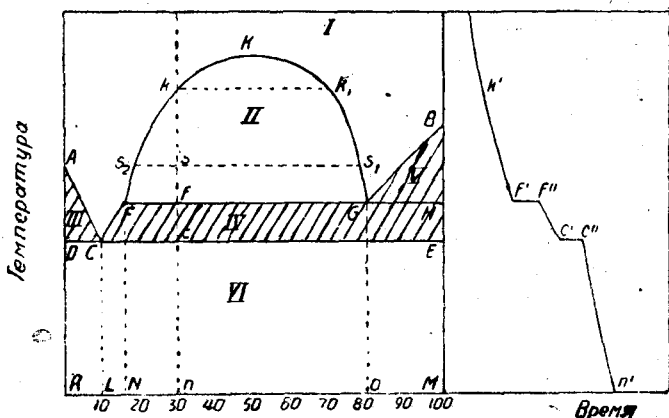
II. $PQRNA$: два сопряженных жидких слоя.

III. $ANBM$: твердый компонент A + жидкий компонент B .

IV. Ниже MB : твердый A + твердый B .

Кривые охлаждения всех сплавов должны иметь перегиб, соответствующий температуре разделения, и две температурных остановки

в точках затвердевания чистых компонентов. Но большей частью количество освободившейся теплоты при разделении в жидком состоянии слишком мало, чтобы отчетливо отразиться на кривой охлаждения. Борнеман и Мюллер (Bornemann и Müller), так же как Борнеман и Раухенплат (Rauchenplat) и Борнеман и Вагенман (Wagenmann), доказали на различных системах, что для обнаружения разделения достаточно определить электропроводность жидких сплавов, так как кривая зависимости электропроводности от температуры при температуре разделения имеет перегиб.

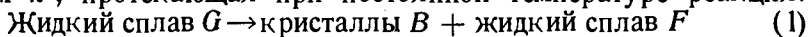


Фиг. 50. Диаграмма состояния при неполной растворимости в жидком состоянии.

В случае, представленном на фиг. 49, компоненты разделяются полностью выше точки затвердевания. Часто разделение происходит таким образом, что кривая разделения в некоторой части расположена в области температур ниже точки затвердевания одного или обоих компонентов. На фиг. 50 представлен подобный случай. Затвердевание сплавов в пределах концентраций от R до $N\%$ протекает точно таким же образом, как это изображено на диаграмме фиг. 33 (стр. 47). AC соответствует выделению первичных A -кристаллов, CF — выделению B -кристаллов из гомогенного жидкого сплава. Иначе затвердевают сплавы в области концентраций выше N . Например, сплав с 30% B испытывает следующие изменения. При температуре k от гомогенного вначале жидкого сплава начинает отделяться жидкий сплав с 71% B , соответственно точке k_1 . Благодаря этому отделению уменьшается содержание компонента B в одном из слоев, и состав его сдвигается влево. При температуре z вся система разделилась на два слоя с $18,5$ и 78% B , соответственно точкам s_2 и s_1 . Наконец, при температуре f состав обоих слоев жидкости определяется точками F и G . Теперь начинают выделяться кристаллы компонента B до тех пор, пока весь жидкий сплав не примет концентрации F . Только тогда температура сможет начать понижаться далее — но f_c . То, что кристаллы компонента B должны выделяться при постоянной температуре

до исчезновения жидкого сплава G , следует из правила фаз. В данном случае имеется система из двух веществ (A, B) с тремя фазами (жидкая фаза F , жидкая фаза G , твердая фаза B). Число степеней свободы этой системы, согласно стр. 23, равно нулю. Следовательно, только при этой одной температуре система может существовать. Если температура изменится, то одна из трех фаз должна исчезнуть; благодаря освобождающейся теплоте температура остается неизменной до исчезновения фазы. Затем от f до c выделяются опять кристаллы компонента B и при эвтектической температуре остаток маточного раствора затвердевает в эвтектику C .

На кривой охлаждения жидкого сплава с 30% B (правая сторона фиг. 50) начало разделения в жидком состоянии должно выразиться перегибом k' ; протекающая при постоянной температуре реакция:



соответствует температурной остановке $f'f''$. Между f'' и c' выделяются кристаллы компонента B , а во время температурной остановки $c's''$ — эвтектика C .

Если концентрация сплава находится выше G , то в жидком состоянии расслоения не происходит. Из жидкого сплава по GB выделяются кристаллы компонента B . По GH протекает реакция (1) при наличии температурной остановки и всегда с выделением кристаллов компонента B , сначала при постоянной температуре, затем выделение кристаллов компонента B продолжается при понижающейся температуре до горизонтали DF ; остаток маточного раствора затвердевает тогда в виде эвтектики C .

Области состояния диаграммы:

- I. Выше $ACFKGB$: жидкий сплав один
- II. FKG : два жидких сплава.
- III. ACD : кристаллы компонента A + жидкий сплав.
- IV. $CFHE$: кристаллы компонента B + жидкий сплав.
- V. BGH : кристаллы компонента B + жидкий сплав.
- VI. $DEMR$: кристаллы компонента A + кристаллы компонента B :
 - a) $DCLR$: кристаллы компонента A + эвтектика C ;
 - b) $CEML$: кристаллы компонента B + эвтектика C .

б) Тройные сплавы

Систематическое исследование тройных сплавов в значительной степени затрудняется тем обстоятельством, что вследствие добавления третьего компонента к бинарной системе, формы затвердевания становятся гораздо многочисленнее. Представляя себе вместе взятыми: выделение кристаллов твердых растворов, двойных и тройных соединений, разрывы в растворимости в твердом и жидком состоянии, аллотропические превращения и изменения растворимости, не трудно понять, что как уяснение хода процесса, так и интерпретация кривых охлаждения чрезвычайно затрудняются.

Только в последнее время были с успехом проведены исследования важных для промышленности тройных диаграмм состояния; нам кажется необходимым подробнее остановиться на основных видах их.

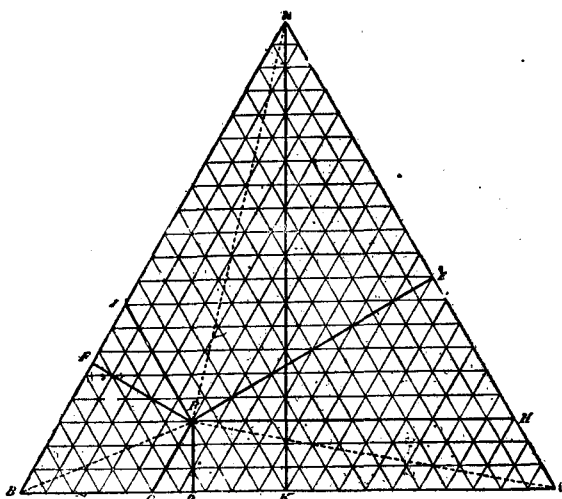
1. Графическое изображение тройных систем

Для изображения диаграммы состояния тройной системы необходимо ввести еще одну ось концентраций, так что диаграмма должна иметь три оси концентраций и одну ось температур. Давление предполагается постоянным (равным одной атмосфере) — условие, всегда принимаемое для технических диаграмм состояния.

Наглядное изображение результатов термического анализа всевозможных сплавов тройной системы лучше всего производить по Гиббсу с помощью равностороннего треугольника, вершины которого изображают чистые компоненты. Ось, перпендикулярная плоскости треугольника, изображает температуру. Каждой точке внутри треугольника соответствует определенный сложный сплав. Геометрические соотношения равностороннего треугольника таковы, что сумма длин перпендикуляров, опущенных из любой точки внутри плоскости треугольника на его стороны, равна высоте треугольника.

На фиг. 51 (по Руэру): PD — содержание A , PE — содержание B и PF — содержание C . Высоту треугольника принимаем равной 100; тогда отрезки PD , PE и PF представят собой процентное содержание соответствующих компонентов.

Далее из диаграммы можно вывести, что все сплавы с постоянным содержанием A , B или C должны лежать на параллели к BC , AC или AB . Все сплавы с постоянным соотношением двух компонентов изображаются прямой, проходящей через вершину треугольника, так, например, прямая AP обозначает сплав, у которого отношение B к C постоянно. Следовательно, если при охлаждении выделяется чистый компонент, то концентрация должна сдвигаться по линии, проходящей через точку, изображающую состав исходного жидкого сплава, и вершину, отвечающую выделяющемуся компоненту. Для определения количественного соотношения различных фаз, находящихся в равновесии в какой-либо точке, применяют правило рычага (см. стр. 32). При изучении попарно всех компонентов тройной системы в жидком и твердом агрегатном состоянии получают три двойных диаграммы. Тройная диаграмма тогда указывает, как сдвигаются точки



Фиг. 51. Треугольные координаты (по Руэру).

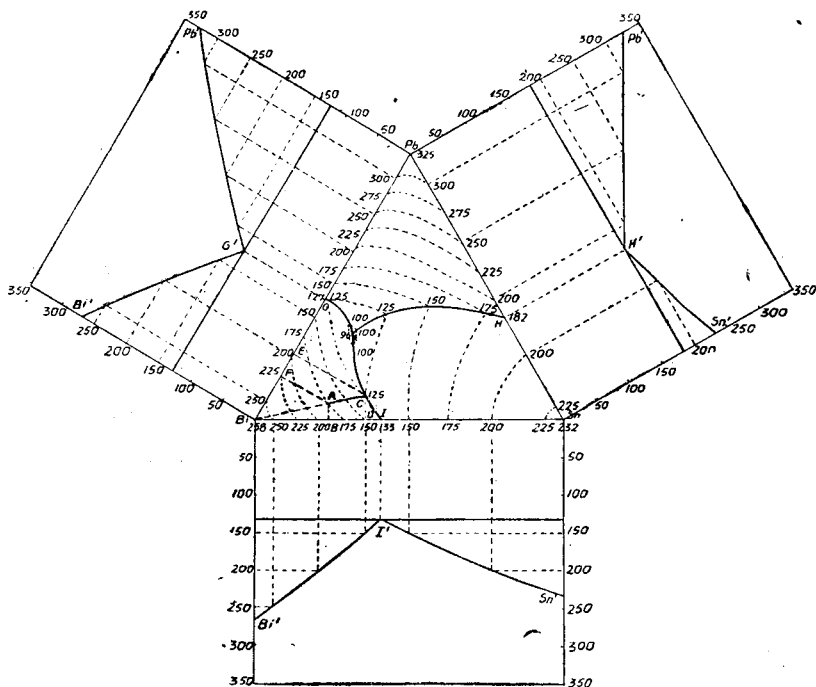
и линии равновесия в отношении температуры и концентрации при введении третьего компонента. Несмотря на огромное разнообразие возможных тройных систем, в данной книге будут разобраны только важнейшие из них.

II. Обзор наиболее важных тройных диаграмм состояния

а) Компоненты не образуют химических соединений друг с другом

1. Компоненты в жидком состоянии обладают неограниченной растворимостью, в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге

В качестве примера системы из трех компонентов разберем сплав свинец-олово-висмут.



Фиг. 52. Свинец-олово-висмут.

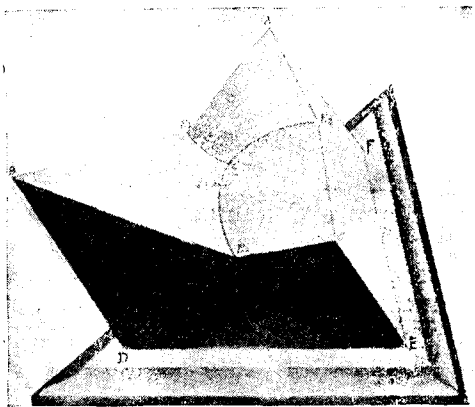
На фиг. 52 приведена диаграмма, исследованная Шарпи (Sharpy) (i). Точка внутри треугольника концентраций $Bi Pb Sn$ изображает концентрацию, температуры наносятся перпендикулярно к плоскости чертежа. Таким образом, получается призма с основанием $Bi Pb Sn$. Стороны $Pb Pb' Sn' Sn$, $Sn Sn' Bi' Bi$ и $Bi Bi' Pb' Pb$ представляют собой диаграммы состояния бинарных систем $Pb-Sn$, $Sn-Bi$ и $Bi-Pb$.

Чтобы иметь возможность видеть одновременно частные бинарные диаграммы, их плоскости совмещают с плоскостью основания. Все три частные диаграммы соответствуют простейшему типу сплава свинец-серебро.

Кривая начала затвердевания состоит у этих трех диаграмм из двух ветвей, пересекающихся в эвтектической точке. Линии начала затвердевания соединяются друг с другом тремя поверхностями, BE_1EE_3 , AE_2EE_1 и CE_3EE_2 (фиг. 53), из которых каждая соответствует началу выделения одного вида кристаллов. Проекция этих поверхностей на плоскость чертежа (фиг. 52) таковы:

Поверхность первичного выделения висмута:	...	$BiGiBi$
»	»	олова $SnIHSn$
»	»	свинца $PbHGPb$.

Для краткости назовем эти три поверхности поверхностью свинца, поверхностью олова и поверхностью висмута. Эти три поверхности пересекаются по линиям, проекции которых есть $G\epsilon$, $H\epsilon$, $I\epsilon$ (фиг. 52). Так как эти линии выходят из эвтектических точек, они соответствуют, как и эти последние, одновременной кристаллизации двух видов кристаллов. В точке ϵ линии $G\epsilon$, $H\epsilon$ и $I\epsilon$ пересекаются. Эта точка, следовательно, относится одновременно к поверхности свинца, олова и висмута и таким образом соответствует одновременной кристаллизации трех металлов в виде тройной эвтектики. Затвердевание сплава любого состава характеризуется кривой охлаждения.

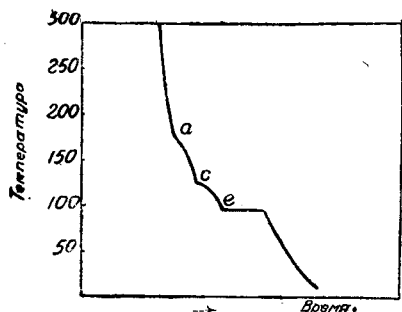


Фиг. 53. Вид трех плоскостей начинающегося затвердевания.

Рассмотрим сплав состава А (5,7% Pb, 21,1% Sn, 73,2% Bi). На фиг. 54 изображена кривая его охлаждения. Она проходит плавно до температуры $a = 175^\circ$, где появляется первый перегиб. Выделившиеся при этой температуре кристаллы состоят из чистого висмута. С понижением температуры продолжается выделение висмута до точки $c = 125^\circ$. Здесь появляется второй перегиб, охлаждение замедляется еще более, чем во время кристаллизации висмута от a до c . Начиная от c , вновь образующиеся кристаллы представляют собой механическую смесь висмута и олова. Маточный раствор, все более и более обогащающийся свинцом, затвердевает полностью при 96° (точка e) с образованием температурной остановки, соответствующей кристаллизации трех видов кристаллов: свинца, олова и висмута в виде тройной эвтектики.

По изображенной на фиг. 52 тройной диаграмме можно проследить изменение концентрации сплава во время процесса затвердевания.

Точка А, отвечающая сплаву с 5,7% Pb, 21,1% Sn и 73,2% Bi находится в области *BiGel* — области первичной кристаллизации висмута.



Фиг. 54. Кривая охлаждения сплава с 5,7% Pb, 21,1% Sn и 73,2% Bi.

Из нанесенных пунктиром изотерм через точку А проходит та, которая соответствует температуре 175°. Это свидетельствует о том, что при этой температуре начинается выделение чистого висмута. Поэтому жидкий сплав беднеет висмутом, но весовое соотношение олово : свинец остается постоянным. На стр. 70 уже указано, что содержание олова в сплаве А (фиг. 52) определяется отрезком *AF*, содержание свинца — отрезком *AB*. Так как весовое соотношение этих двух компонентов во время выделения висмута остается постоянным, состав маточного раствора изменяется по прямой, проведенной через А и *Bi*. Каждая точка этой прямой отвечает условию:

$$\frac{\text{Расстояние от } BiSn}{\text{Расстояние от } BiPb} = \frac{AB}{AF} = \text{const.}$$

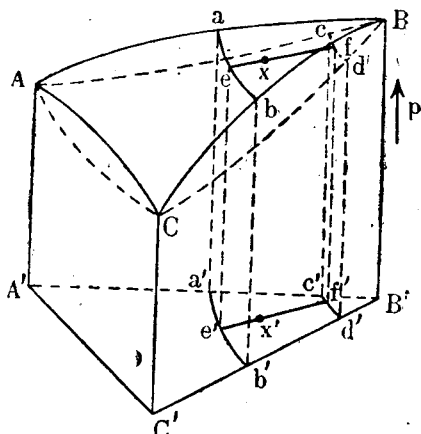
В точке С прямая пересекает линию *Ie*. На кривой охлаждения (фиг. 54) эта точка пересечения соответствует второму перегибу *c*. С этого момента начинает выделяться смесь висмута и олова, в то время как состав маточного раствора изменяется согласно линии *Iē* (фиг. 52). В точке *ε* состав жидкого остатка следующий:

	%,
Свинец	33
Олово	15,5
Висмут	51,5

Этот остаток затвердевает при 96° в эвтектическую смесь, состоящую из трех видов кристаллов — свинца, олова и висмута.

2. Компоненты обладают в жидком и твердом состоянии полной растворимостью друг в друге

В качестве следующего простейшего типа рассмотрим случай, когда существует полная взаимная растворимость компонентов друг в друге, как в жидком, так и в твердом состоянии. Пространственная диаграмма [по Тамману (5)] представлена на фиг. 55. Три двойных системы обладают диаграммами состояния, описанными уже на стр. 35



Фиг. 55. Тройная система с полной растворимостью выше и ниже ABC (по Тамману).

30 и 39. Поверхность ликвидуса ABC , обозначенная сплошной линией, и поверхность солидуса (обозначенная пунктиром) замыкают область двух фаз, в которой находятся в равновесии сложный жидкий сплав определенной концентрации и кристаллы твердого раствора также определенной концентрации. Выше и ниже этой гетерогенной области сплав любого состава однороден.

Переход из расплавленного состояния в твердое происходит в этих системах следующим образом: охлаждающийся жидкий сплав e' пересекает при определенной температуре в точке e поверхность ликвидуса. Здесь начинается выделение тройных кристаллов твердого раствора f . Линия ef , или также проекция ее $e'f'$, характеризующая состав первичных кристаллов, носит название *конода*. Проведя при определенной температуре плоскость через двухфазную область, пересечем поверхности ликвидуса и солидуса по кривым ab и cd . Кривая ab соответствует началу кристаллизации, cd — дает состав тройных кристаллов твердого раствора, выпадающих при этой температуре.

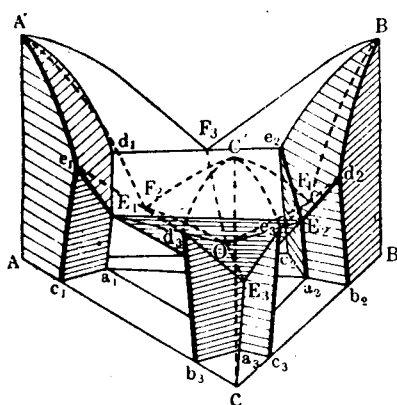
3. Компоненты в жидком состоянии растворимы друг в друге полностью, в твердом состоянии — ограниченно

Пространственная модель тройной системы, соответствующая вышеприведенным условиям, изображена на фиг. 56 [по Тамману (5)].

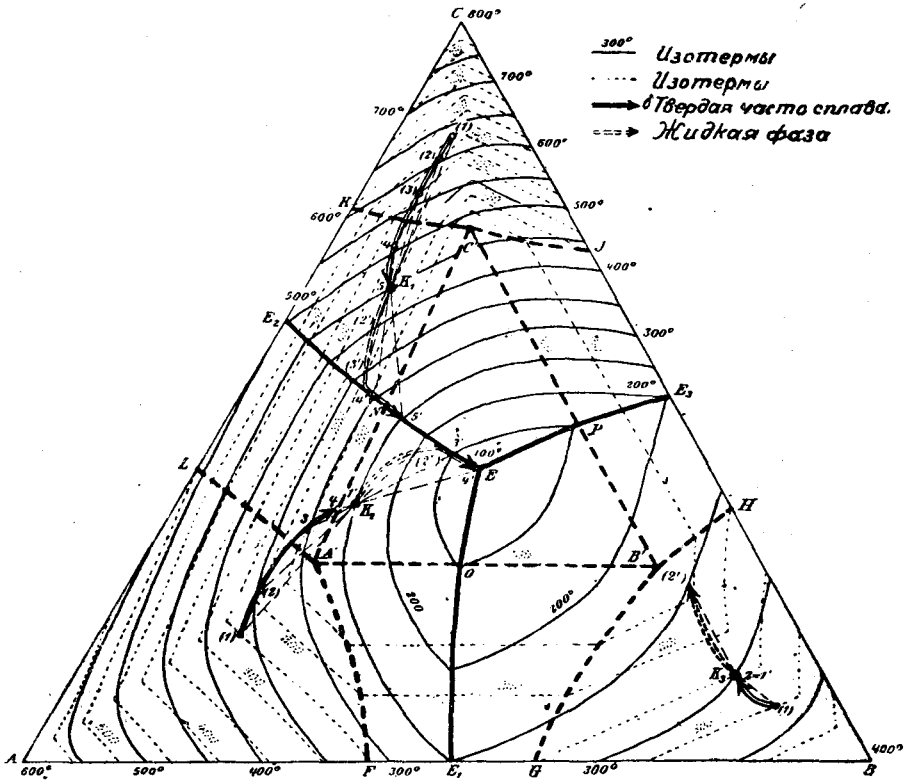
На фиг. 57 представлены проекции областей состояния на плоскость ABC по Мартенсу-Гейну (Martens-Heup) (2), на которой нанесены изотермы ликвидуса и солидуса.

В упрощенном виде проекция пространственной модели изображается преимущественно так, как это представлено на фиг. 58 (по Мартенсу-Гейну) (2). Две последние диаграммы не позволяют установить, какие кристаллы твердого раствора выпадают из данного жидкого сплава; далее, нельзя установить, как сдвигается концентрация жидкого сплава и кристаллов твердого раствора с понижением температуры. Для этого необходимы специальные обозначения. Как видно из фиг. 57, Мартене и Гейн (2) нанесли для трех точек диаграмм состояния K_1, K_2, K_3 кривые, по которым можно установить, как сдвигается концентрация жидкости и кристаллов твердого раствора.

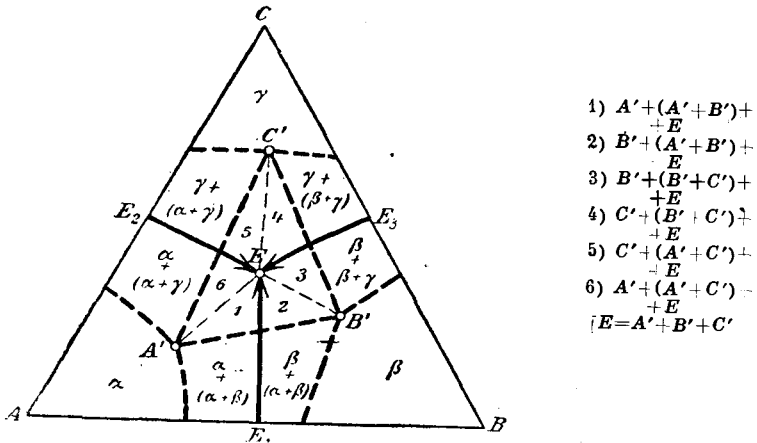
Какого рода кристаллы можно получить в различных областях концентраций при медленном охлаждении, наглядно изображено на фиг. 58. α -, β -, γ -фазы обозначают здесь тройные кристаллы твердого раствора, богатые соответственно компонентами A, B или C .



Фиг. 56. Частичная растворимость в тройной системе ниже $A'B'C'$ (по Тамману).



Фиг. 57. Проекция полей состояния в плоскости ABC (по Мартенсу-Гейну).



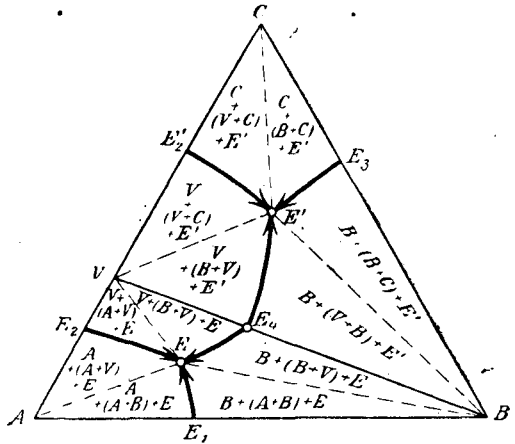
Фиг. 58. То же, что и на фиг. 57. Упрощенное изображение (Мартене-Гейн).

Наряду с тремя областями состояния однородного твердого раствора можно обнаружить, кроме того, области, в которых с понижением температуры в определенном температурном интервале выкристаллизовывается одновременно смесь двух фаз из насыщенной двумя компонентами жидкости. В точке E происходит эвтектическое затвердевание остального, еще жидкого, сплава. Эвтектика состоит из трех видов насыщенных кристаллов твердого раствора A' , B' , C' . Значение нанесенных на фиг. 57 и 58 пунктиром проекций кривых равновесия пространственной модели можно усмотреть из фиг. 56.

б) Два компонента тройной системы образуют друг с другом химическое соединение

Предположим, что компоненты A , B и C в жидком состоянии полностью растворимы друг в друге, в кристаллическом же состоянии — нерастворимы. Далее, два компонента A и C образуют химическое соединение V , которое плавится, не разлагаясь. Бинарная система AC изображена на фиг. 41. Остальные системы представлены на фиг. 33.

Проекция пространственной модели подобной системы на плоскость концентраций представлена на фиг. 59 (по Мартенсу-Гейну) (2). E_2 и E_2' представляют собою двойные эвтектики, состоящие соответственно из A и V и C и V . Присадкой третьего компонента B жидкая фаза, находящаяся одновременно в равновесии с обоими видами кристаллов

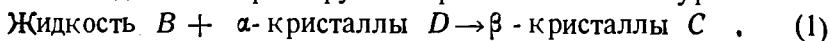


Фиг. 59. Тройная система с одним химическим соединением (Мартенс-Гейн).

(с одной стороны — A и V и с другой стороны — C и V), изменяет свою концентрацию по E_2E (или $E'E$), причем направление падения температуры показано стрелкой. Сдвиг концентрации бинарных эвтектик системы AB и BC происходит вдоль E_3E' — проекции пространственной кривой E_1E . В точках E и E' жидкость насыщена одновременно тремя видами кристаллов — A , B и V или же C , B и V . В этих точках имеет место эвтектическая кристаллизация. Линия соединения BV представляет собой квазибинарный разрез. Она делит тройную систему ABC на две тройных системы ABV и BCV , подобных описанному типу 1. Как показывает фиг. 59, всю диаграмму можно представить себе состоящей из 12 отдельных треугольников. По роду кристаллов, находящихся в равновесии с жидкостью в каждой из этих областей состояния, легко освоиться с диаграммой.

Содержание олова: 13,9—22% (от *D* до *C*). Начало затвердевания происходит так же, как и в предыдущей группе, т. е. из жидкого сплава сначала выделяются кристаллы твердого раствора α . При понижении температуры до 798° жидкая часть сплава содержит 25,1% олова (концентрация *B*), кристаллы же содержат 13,9% олова (концентрация *D*).

При 798° жидкость *B* реагирует с кристаллами *D* по уравнению:



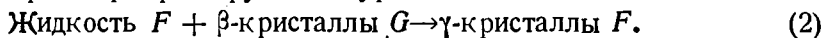
По окончании этой реакции остаток жидкости будет полностью израсходован, и сплав поэтому состоит из смеси α - и β -кристаллов.

Содержание олова: 22—25% (от *C* до *B*). Как и в предыдущих группах, из жидкого сплава сначала выделяются α -кристаллы, затем при 798° происходит образование β -кристаллов по уравнению (1). При этом жидкость расходуется не полностью, остаток ее затвердевает с выделением β -кристаллов, при чем одновременно состав жидкости сдвигается от *B* к *E*, состав β -кристаллов — от *C* к *G*.

Затвердевание характеризуется на кривых охлаждения этой группы сплавов перегибом, температурной остановкой и примыкающим к температурной остановке интервалом замедления.

Содержание олова: 25—26% (от *B* до *G*). Из жидкого сплава, состав которого сдвигается от *B* к *E*, выкристаллизовываются β -кристаллы состава *CG*. Затвердевание характеризуется интервалом замедления на кривой охлаждения.

Содержание олова: 26—27% (от *G* до *F*). Из жидкого сплава, состав *BE*, выделяются β -кристаллы состава *CG*. Когда температура понижается до 755°, состав жидкой части сплава соответствует точке *F*, состав кристаллов — точке *G*. При этой температуре жидкость и кристаллы твердого раствора реагируют по уравнению:



При этом расходуется вся жидкость, и непосредственно после затвердевания сплав состоит из смеси β - и γ -кристаллов. На кривой охлаждения имеется перегиб, соответствующий выделению β -кристаллов, и температурная остановка при 755°, соответствующая реакции (2).

Содержание олова: 27—30,6% (от *F* до *F*). Из жидкого сплава сначала выкристаллизовываются β -кристаллы, вплоть до понижения температуры до 755°. При этом начинается реакция (2), и все имеющиеся β -кристаллы *G* превращаются в γ -кристаллы *F*. После превращения остается еще определенное количество жидкости *E*, которая в соответствии с линией солидуса *FO* переходит в γ -кристаллы.

Кривые охлаждения имеют перегиб, соответствующий выделению β -кристаллов из жидкого сплава, температурную остановку, соответствующую реакции (2), и примыкающий к температурной остановке интервал замедления, соответствующий выделению γ -кристаллов из жидкости.

Содержание олова: 30,6—38,4% (от *F* до *O*). В этой группе сплавов затвердевание начинается первичным выделением γ -кристаллов (тв. раствор). Во время их выделения состав жидкой части сплава сдвигается от *F* к *O*, состав кристаллов твердого раствора — от *F* к *O*.

При концентрации O соотношение обоих металлов соответствует соединению Cu_3Sn . Линии солидуса и ликвидуса сходятся в точке O , и сплав полностью затвердевает при наличии резко выраженной температурной остановки на кривой охлаждения.

Содержание олова: 38,4—58,3% (от O до T). Из жидкого сплава состава OT выделяются ζ -кристаллы состава OU .

Содержание олова: 58,3—91,5% (от T до W). Из жидкого сплава состава TW выделяются η -кристаллы практически постоянного состава VU . С понижением температуры η -кристаллы обогащаются медью и при 420° становятся идентичными соединению Cu_3Sn . При 420° происходит превращение:



Содержание олова: 91,5—98,5% (от W до B'). Из жидкого сплава состава WB' выделяются ϑ -кристаллы. При 225° затвердевает эвтектика B' , состоящая из ϑ -кристаллов и ι -кристаллов A' .

Содержание олова: 98,5—99,8%. Из жидкого сплава состава $B'Z$ выделяются ι -кристаллы $A'Z$. Как только температура достигнет 225° , жидкая часть сплава принимает эвтектический состав B' , и остаток жидкости затвердевает в эвтектику из кристаллов C' и A' .

Содержание олова: 99,8—100%. Жидкий сплав затвердевает в ι -кристаллы.

Превращения. Очень сложные превращения в бронзах в твердом состоянии обусловлены изменением растворимости, разложением первоначально гомогенных кристаллов твердого раствора на другие виды кристаллов, образованием новых соединений и аллотропическими превращениями.

β -кристаллы, которые образуются частично по линии CO из жидкого сплава (первичное образование), частично же возникают в результате реакции (1) между жидкостью и α -кристаллами; распадаются при низких температурах на α - и γ -кристаллы. Механизм этого распада определяется ходом линий CM и MG . Внутри треугольника CMG β -кристаллы устойчивы. Когда во время охлаждения β -кристаллы переходят линию CM , из β -раствора выпадают α -кристаллы, в то время как β -раствор приближает свою концентрацию к точке M . β -кристаллы, богатые оловом, выделяют во время охлаждения γ -кристаллы согласно линии OM . Этим состав β -раствора приближается к точке M . Это — эвтектоидная точка, в которой еще не разложившийся остаток β -кристаллов превращается в эвтектоидную смесь α -кристаллов L и γ -кристаллов N .

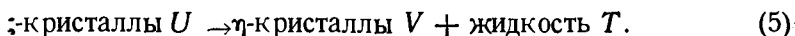
Подобно β -кристаллам непостоянны также и γ -кристаллы. Распад их происходит по линии $NJQP$ следующим образом: точка J (26,7% Sn) соответствует, подобно точке M , эвтектоиду. γ -кристаллы с содержанием олова менее 26,7% выделяют при температурах NJ насыщенные α -кристаллы LH ; при 520° остаток γ -кристаллов распадается в эвтектоид, состоящий из тонкой смеси α -кристаллов H и нового вида δ -кристаллов — кристаллов твердого раствора K , отвечающих составу Cu_3Sn .

γ -кристаллы с содержанием олова, большим 26,7%, ведут себя различно, смотря по тому, будет ли содержание олова в них больше или меньше концентрации точки Q (31,4% Sn). Если содержание олова в γ -кристаллах находится между Q и P , то из твердого раствора выделяются кристаллы ϵ ($=\alpha$ - Cu_3Sn), которые при 676° (точка превращения P) состояли из кристаллов β - Cu_3Sn . При 582° из неразложившегося α -раствора и ранее выделившихся кристаллов α - Cu_3Sn образуется соединение Cu_4Sn .



Если концентрация γ -раствора точно соответствует составу соединения Cu_4Sn , то во время этого превращения расходуется все количество имеющегося Cu_3Sn и η -раствора. Ниже 582° из него прямо выпадает Cu_4Sn , и перегиб Q на линии JQP соответствует упомянутому на стр. 55 случаю скрытого максимума.

Бронзы с содержанием олова выше 38,4% (Cu_3Sn) испытывают своеобразные превращения, которые не совсем еще объяснимы. Добавлением олова понижается точка превращения P (β - $\text{Cu}_3\text{Sn} \rightarrow \alpha$ - Cu_3Sn при 676°) при образовании кристаллов твердого раствора. Образующиеся из жидких сплавов OT , согласно OU , ζ -кристаллы начинают превращаться при температурах линии PU в η -кристаллы состава PV . При 640°, температуре горизонтали VUT , еще имеющиеся в наличии ζ -кристаллы распадаются следующим образом:



Здесь, следовательно, имеет место замечательное явление, состоящее в том, что все сплавы с 38,4—42% по окончании затвердевания во время дальнейшего охлаждения снова частично плавятся при 640°. Насыщенные при 640° η -кристаллы V обогащаются во время охлаждения медью согласно VU и достигают при 420° концентрации соединения Cu_3Sn .

Поясним еще раз смысл точек, линий и областей.

A : точка затвердевания чистой меди при 1083° С.

O : точка затвердевания β - Cu_3Sn с 38,4% Sn при 730° С.

F : превращение β - Cu_3Sn в α - Cu_3Sn при 676° С.

Z : точка затвердевания чистого олова при 232° С.

0 —38,4% Sn:

A — B — E — O : кривая начала затвердевания.

A — D — C — G — F — O : кривая конца затвердевания.

D — C — B : превращение α - в β -кристаллы при 798° С (D = 13,9% Sn; C = 21,8% Sn; B = 25,3% Sn).

G — F — E : превращение β - в γ -кристаллы при 755° С (G = 26% Sn; F = 27% Sn; E = 30,4% Sn).

L — M — N : распад β на (α + γ) при 587° С (L = 13,9% Sn; M = 24,4% Sn; N = 25% Sn).

Q — R — S : превращение ϵ = $\alpha\text{Cu}_3\text{Sn}$ в δ = Cu_4Sn при 582° С (Q = 31,4% Sn; R = 31,8% Sn; S = 38,4% Sn).

H — I — K : распад γ на (α + δ) при 520° С (H = 13,9% Sn; I = 26,8% Sn; K = 31,8% Sn).

I. Выше $ABEO$: жидкий сплав.

II. $ABCD A$: α -кристаллы твердого раствора + жидкий сплав.

III. $BEFGCB$: β -кристаллы твердого раствора + жидкий сплав.

IV. $EOFE$: γ -кристаллы твердого раствора + жидкий сплав.

- V. *ADLHdcA*: α -кристаллы твердого раствора.
- VI. *DCML*: α -кристаллы + β -кристаллы.
- VII. *CGMC*: β -кристаллы твердого раствора.
- VIII. *GFNMG*: β -кристаллы + γ -кристаллы твердого раствора.
- IX. *LMaHL*: α -кристаллы + ($\alpha + \gamma$)-эвтектоид.
- MNIaM*: γ -кристаллы + ($\alpha + \gamma$)-эвтектоид.
- X. *FOPQINF* γ -кристаллы твердого раствора.
- XI. *PQRSP* ϵ -($\alpha\text{Cu}_3\text{Sn}$) + γ -кристаллы твердого раствора.
- XII. *QRKIQ* δ -(Cu_3Sn) + γ -кристаллы твердого раствора.
- XIII. *RSgIR*: δ -(Cu_3Sn) + ϵ -($\alpha\text{Cu}_3\text{Sn}$).
- XIV. *HI dH* α -кристаллы + ($\alpha + \delta$)-эвтектоид.
- IKjeI*: δ -(Cu_3Sn) + ($\alpha + \delta$) эвтектоид

38,4—100% Sn:

O-T-W-B'-Z: кривая начала затвердевания.

T-U-V: превращение ζ - в η -кристаллы при 640° C ($T = 58,4\%$ Sn ; $U = 42\%$ Sn; $V = 39,6\%$ Sn).



FeCl₃ + HCl × 20
Фиг. 61. Литая бронза (15% олова) α -кристаллы твердого раствора, темные, эвтектоид f ($\alpha + \delta$) светлый.

FeCl₃ + HCl × 150
Фиг. 62. Литая бронза (15% олова) α -кристаллы твердого раствора, темные эвтектоид f ($\alpha + \delta$) светлый.

W-X-Y: превращение η -кристаллов (при Y равном $\alpha\text{-Cu}_3\text{Sn}$) в δ -кристаллы при 420° C ($W = 91,4\%$ Sn; $X = 59\%$ Sn (по Эйтону);

$Y = \alpha\text{-Cu}_3\text{Sn}$ с 38,4% Sn).

A'-B'-C': эвтектическая горизонталь при 225° C ($A' = 99,8\%$ Sn (по Эйтону); $B' = 98,5\%$ Sn; C' соответствует химическому соединению состава Cu_6Sn_5 с 60,9% Sn).

D'-E'-F' — G' : аллотропическое превращение ϑ — δ' ($D' - E'$ при 186° C, $F' - G'$ при 189° C (по Эйтону).

XV. *OTUO*: ζ -кристаллы + жидкий сплав.

XVI. *OUPO*: ζ -кристаллы твердого раствора.

XVII. *PUPP*: η -кристаллы + ζ -кристаллы;

XVIII. *PVYP*: η -кристаллы.

XIX. *VUTWXYV*: η -кристаллы + жидкий сплав.

XX. *XF'GYX*: $\alpha\text{-Cu Sn}$ + ϑ -кристаллы твердого раствора.

XXI. *XC'E'inF'X*: ϑ -кристаллы.

XXII. *XWB'C'X*: ϑ -кристаллы + жидкий сплав;

XXIII. *ZB'A'Z*: ζ -кристаллы + жидкий сплав.

XXIV. *Z4'imZ*: ζ -кристаллы.

XXV. $A'B'H'D'A'$: α -кристаллы + (α + β)-эвтектика.

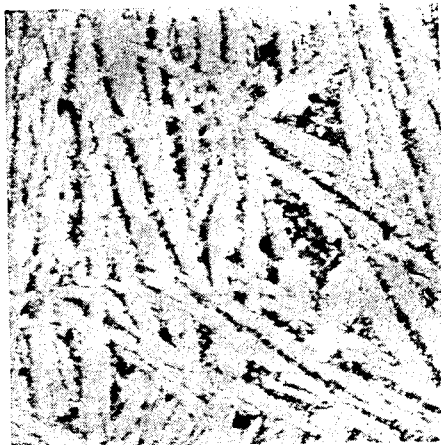
$B'C'E'H'B'$: β -кристаллы + (α + β)-эвтектика.

XXVI. $G'F'n_gG'$: α -Cu₃Sn + β' -кристаллы.

XXVII. $E'H'D'kiE'$: γ' + (α + β') или β' + (α + β').

Структура. На фиг. 61 до 63 представлены характерные структуры медленно охлажденной бронзы, образование которых поясняется сказанным об областях состояния.

Техническое применение. Оловянные бронзы, благодаря химической устойчивости и особым механическим свойствам, из которых главное — сопротивление механическому износу, имеют широкое применение. Присадка олова сообщает меди большую твердость и прочность, но понижает одновременно вязкость. Для лент, проволоки и листов, изготовляемых прокаткой или волочением, применяются бронзы с малым содержанием олова — до 6%. Литые бронзы с 10% Sn употребляются для арматуры всех видов в производстве машин и приборов, сплавы же, богатые оловом (от 14 до 20%) — для деталей, подвергающихся сильному износу, как вкладыши, зубчатые колеса, зеркала золотников и т. п. Бронзы, раскисленные фосфором, носят название фосфористых бронз.



FeCl₂ + HCl

× 20

Фиг. 63. Бронза (66% олова).

Для некоторых специальных целей механические и химические свойства бронз повышаются присадкой других элементов. Эти так называемые специальные бронзы содержат наряду с оловом или вместо него: Ni, Mn, Pb, Si, As, Al или несколько из этих элементов вместе.

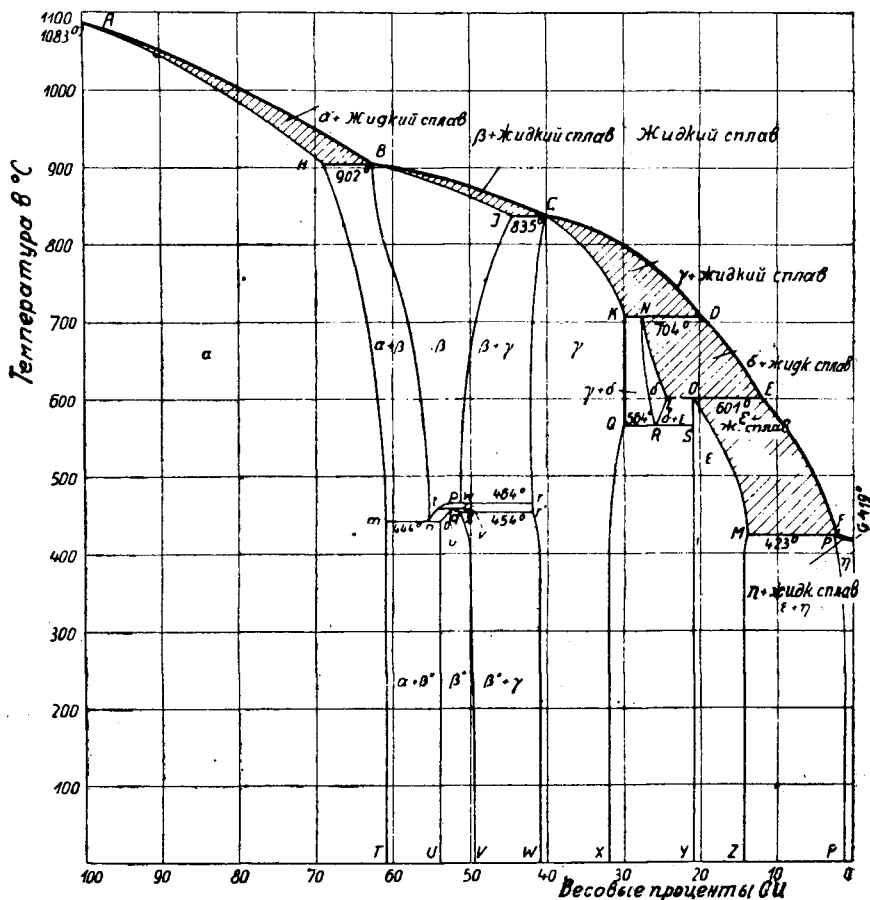
2. Медь-цинк (латунь)

На фиг. 64 представлена диаграмма плавкости медно-цинковых сплавов по Руэру и Кремерсу (1). Кроме них, исследованием линий равновесия занимались: Робертс-Аустен (2), Шиферд, Карпентер (1) и Тафель (Shepherd, Carpenter и Tafel)¹.

Процесс затвердевания. Линия начала затвердевания $ABCDEF$ состоит из шести ветвей AB , BC , CD , DE , EF и FG , которые соответствуют выделению шести видов кристаллов твердых растворов: α , β , γ , δ , ϵ , η . Линия конца затвердевания $AHBJCKNLOMPG$ показывает, что различные твердые растворы отделяются друг от друга разрывами в растворимости (смешиваемости) HV , JS , KN , LO и MP .

¹ Для более углубленного изучения следует указать книгу Bauer'a и Hansen'a «Der Aufbau der Kupfer-Zinklegierungen», Springer, Berlin, 1927.

Содержание цинка 0—30,8% (от А до Н). Из жидких сплавов АВ выделяются кристаллы АН твердого раствора α . По окончании затвердевания сплавы состоят из одного вида кристаллов твердого раствора α . Кривые охлаждения дают перегиб с последующим интервалом замедления.



Фиг. 64. Диаграмма состояния Си—Zn (по Руэру и Кремерсу).

Путем определения температур конца затвердевания кристаллов твердого раствора Руэр и Кремерс (2) установили температуры линий солидуса.

Содержание цинка 30,8—37,9% (от Н до В). Из жидкого сплава сначала кристаллизуются α -кристаллы до тех пор, пока температура не понизится до 902°. В этот момент α -раствор насыщен цинком и все α -кристаллы соответствуют концентрации Н (30,8% цинка). Концентрация еще имеющегося жидкого маточного раствора соответствует точке

B (37,9% цинка). Маточный раствор затвердевает при постоянной температуре в кристаллы твердого раствора β :

Жидкость $B \rightarrow \beta$ -кристаллы B . (1)

Максимум температурной остановки наступает на горизонтали HB в точке B , таким образом в области концентраций HB образуются β -кристаллы, выделяющиеся не вследствие реакции жидкого сплава B с α -кристаллами H , но прямо выкристаллизовывающиеся из затвердевающего жидкого сплава B .

Процесс затвердевания соответствует случаю, приведенному на фиг. 40 (стр. 53), только точки E и C фиг. 40 практически здесь совпадают. Кривые охлаждения имеют перегиб, соответствующий затвердеванию α -кристаллов, и температурную остановку, соответствующую процессу затвердевания (1)

Содержание цинка 37,9—56,4% (от B до J). Жидкий сплав затвердевает в гомогенные кристаллы твердого раствора β . Кривые охлаждения имеют точку перегиба с последующим интервалом замедления.

Кривые ликвидуса и солидуса совпадают в точке B с горизонтальной касательной; благодаря этому выполняется условие, при котором в точке B при постоянной температуре происходит однородное затвердевание.

Содержание цинка 56,4—59,8% (от J до C). Содержание цинка в насыщенных β -кристаллах равно 56,4% соответственно точке J . Затвердевание начинается выделением из жидкого сплава β -кристаллов. При 835° уже выделившиеся кристаллы состоят из насыщенного β -раствора J с 56,4% Zn , жидкий маточный раствор соответствует концентрации C с 59,8% Zn . При постоянной температуре 835° этот маточный раствор затвердевает в соединение:

Жидкость $C \rightarrow Si_2Zn_3$. (2)

Химическое соединение, определение которого произведено согласно всем требованиям и для которого Тафель дал формулу (Si_2Zn_3), до сих пор еще не обнаружено; для этого соединения даются самые разнообразные формулы.

Содержание цинка 59,8—70,2% (от C до K). Жидкий сплав CD затвердевает в гомогенные γ -кристаллы CK ; кривые охлаждения имеют перегиб с последующим интервалом замедления.

Содержание цинка 70,2—73,0% (от K до N). Из жидкого сплава сначала выделяются γ -кристаллы. Как только температура понижалась до 704°, жидкая часть сплава содержит 80% цинка соответственно точке D , в то время как γ -кристаллы соответствуют концентрации K (70,2%). Жидкость и γ -кристаллы реагируют при постоянной температуре по уравнению:

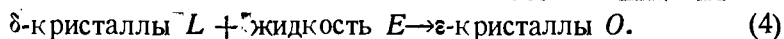
γ -кристаллы $K +$ жидкость $D \rightarrow \delta$ -кристаллы N . (3)

Непосредственно по окончании затвердевания сплавы состоят из смеси обоих видов кристаллов K и N .

Кривые охлаждения дают перегиб и температурную остановку, соответствующую реакции (3).

Содержание цинка 73—76,5% (от N до L). Процесс затвердевания начинается выделением γ -кристаллов согласно линии солидуса SK . При понижении температуры до 704° γ -кристаллы соответствуют концентрации K , жидкая часть сплава — концентрации D . Теперь жидкость D реагирует с кристаллами K по уравнению (3), что вызывает превращение всех кристаллов K в кристаллы N . Однако не все количество жидкости расходуется на реакцию. Затвердевание продолжается, при чем состав жидкой части сплава сдвигается от D по направлению DE , состав кристаллов — от N к L . Кривые охлаждения дают перегиб с последующим замедлением, соответственно выделению δ -кристаллов из жидкости.

Содержание цинка 76,5—79% (от L до O). Эта группа сплавов затвердевает сначала так же, как и предыдущие. При 601° C остающаяся после выделения кристаллов жидкость состава E вступает в реакцию с насыщенными δ -кристаллами L с образованием ϵ -кристаллов O по уравнению:

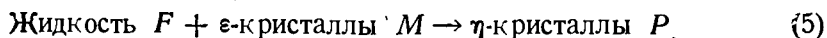


В процессе реакции используется вся жидкость E . Следовательно, в конце превращения существуют оба вида кристаллов — δ и ϵ . На кривой охлаждения реакция (4) выражается температурной остановкой.

Содержание цинка 79—80% (от O до D). Из охлаждаемого сплава выделяются, как уже было описано, сначала γ -кристаллы, которые реагируют при $704^\circ C$ с жидким сплавом, образуя при этом δ -кристаллы, и именно до тех пор, пока γ -кристаллы не превратятся в δ -кристаллы. При дальнейшем охлаждении концентрация жидкого сплава изменяется по DE и концентрация кристаллов — по ветви NL . При 601° происходит превращение по реакции (4). У сплава O (79%) реакция протекает без остатка. При более высоком содержании Zn часть жидкого сплава остается в избытке после превращения; она изменяется при дальнейшем охлаждении по EF с выделением ϵ -кристаллов OM .

Содержание цинка 80—87% (от D до M). Сначала из жидкого сплава выделяются δ -кристаллы, которые реагируют уже описанным образом при $601^\circ C$. При дальнейшем охлаждении жидкий сплав изменяет свой состав по EF , а кристаллы — по OM .

Содержание цинка 87—88,4% (от M до E). Сначала затвердевание происходит так же, как у предыдущей группы, но после того, как жидкость охладилась до 423° и имеет состав $F = 98,5\%$ цинка, концентрация ϵ -кристаллов соответствует точке M (87% Zn), избыточная жидкость F реагирует с ϵ -кристаллами M по уравнению:

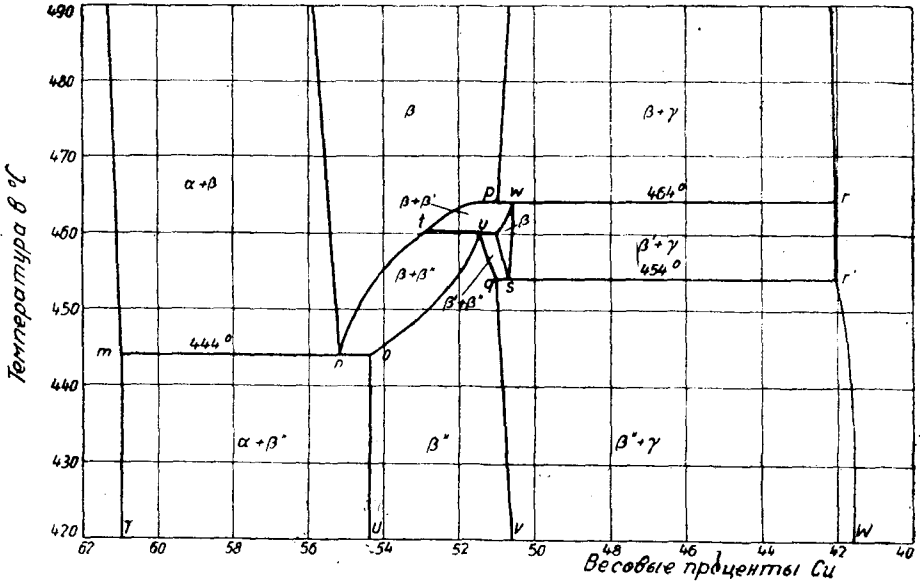


В процессе этой реакции расходуется остаток жидкости. На кривой охлаждения реакции (5) соответствует температурная остановка.

Содержание цинка 88,4—98% (от E до P). Из жидкого сплава состава EF выделяются ϵ -кристаллы состава OM . Когда жидкость

достигает концентрации F , а кристаллы—концентрации M , начинается реакция (5), по окончании которой не остается больше жидкости. Кривые охлаждения этих сплавов имеют перегиб соответственно выделению ϵ -кристаллов и температурную остановку при 423° , соответственно реакции (5).

Содержание цинка 98—98,5% (от P до F). Сплавы, принадлежащие к этой группе, начинают затвердевать, как и сплавы предыдущей группы, с выделением ϵ -кристаллов из жидкого сплава. При 423° жидкость соответствует концентрации F , в то время как кристаллы



Фиг. 65. Часть фиг. 64.

твёрдого раствора имеют концентрацию M . Здесь происходит при постоянной температуре реакция (5), по окончании которой все ϵ -кристаллы состава M (87% Zn) переходят в η -кристаллы состава P (98% Zn). Кривые охлаждения имеют точку перегиба соответственно выделению ϵ -кристаллов из жидкости, температурную остановку при 423° соответственно реакции (5) и интервал замедления соответственно затвердеванию остающейся по окончании реакции (5) жидкости в η -кристаллы.

Содержание цинка 98,5—100% (от F до G). Из жидкого сплава состава FG выделяются η -кристаллы PG . Кривые охлаждения имеют интервал замедления.

Преращения в твердом состоянии. Шесть твердых растворов от α до η , которые отделяются друг от друга пятью разрывами в растворимости, изменяют концентрацию с понижением температуры.

Разрывы в растворимости NB и JS , которые отделяют β -кристаллы с одной стороны от α -кристаллов, а с другой — от γ -кристаллов, продолжают с понижением температуры по линиям Nm , Vn , Jp и Cr .

Линия HmT , представляющая границу между α и $(\alpha + \beta)$, не может быть определена термически и получена различными исследователями на основании изучения структуры. Ход ее дан Руэром и Кремерсом (1) как среднее из диаграмм Гендерса и Бейлея (Genders и Bailey) и Гейлера (Gayler), для области температур от 600° до комнатной. Превращение α -кристаллов в твердом состоянии до сих пор не доказано. Ход кривой $BnoU$, отделяющей друг от друга $(\alpha + \beta)$ и β , как и ход кривой $JpqV$, тоже был определен путем исследования структуры. Превращения β -кристаллов по Руэру и Кремерсу представлены на фиг. 65. В сплавах с концентрацией примерно 61—55% Си при 444° происходит только простое превращение $\beta \rightarrow \beta''$. У сплавов, более бедных медью, происходит двойной, фазовый, переход $\beta \rightarrow \beta' \rightarrow \beta''$ при $464—454^\circ$.

Таким образом, из сплавов, бедных медью, сначала выделяется β' -модификация, устойчивая однако только в очень незначительном температурном интервале, равном 10° , и с понижением температуры переходящая в β'' . Равновесие фаз в отдельных областях диаграммы состояния легко определяется из фиг. 65. δ -раствор претерпевает при 564° превращение, а именно: он разлагается в эвтектоидной точке R на смесь, состоящую из γ - и ϵ -кристаллов. Разрыв в растворимости MP расширяется с понижением температуры в сторону, богатую цинком, вдоль PP' .

На кривых охлаждения превращения выражены слабо, и поэтому для обнаружения теплового эффекта необходимо применение дифференциального метода.

Области состояния диаграммы:

Выше $ABCDEFGG$:	жидкий сплав.
ABH :	α -кристаллы + жидкий сплав.
BCJ :	β -кристаллы + жидкий сплав.
CDK :	γ -кристаллы + жидкий сплав.
$DELN$:	δ -кристаллы + жидкий сплав.
$EFMO$:	ϵ -кристаллы + жидкий сплав.
FGP :	η -кристаллы + жидкий сплав.
AHT :	α -кристаллы.
$HVnm$:	α -кристаллы + β -кристаллы.
$VJpn$:	β -кристаллы.
$JCrp$:	β -кристаллы + γ -кристаллы.
$CKQXW$:	γ -кристаллы.
$KNRQ$:	γ -кристаллы + δ -кристаллы.
NLR :	δ -кристаллы.
$LOSR$:	δ -кристаллы + ϵ -кристаллы.
$OMZYS$:	ϵ -кристаллы.
$MPP'Z$:	ϵ -кристаллы + η -кристаллы.
PGP' :	η -кристаллы.
$QSYX$:	γ -кристаллы + ϵ -кристаллы.
$r'WVq$:	β'' -кристаллы + γ -кристаллы.
$VquoU$:	β'' -кристаллы.
$UomT$:	β'' -кристаллы + α -кристаллы.

Структура. Составляющие структуры медленно охлажденных сплавов следующие:

Содержание цинка

0—38,95 ⁰ / ₁₀₀	(C—T):	α-кристаллы
38,95—45,5 ⁰ / ₁₀₀	(T—U):	α-кристаллы + β''-кристаллы
45,5—50,2 ⁰ / ₁₀₀	(U—V):	β''-кристаллы
50,2—59 ⁰ / ₁₀₀	V—W:	β''-кристаллы + γ-кристаллы
59—67,8 ⁰ / ₁₀₀	(W—X):	γ-кристаллы
67,8—79 ⁰ / ₁₀₀	(X—Y):	γ-кристаллы + ε-кристаллы
79—86,5 ⁰ / ₁₀₀	(Y—Z):	ε-кристаллы
86,5—99,2 ⁰ / ₁₀₀	(Z—P')	ε-кристаллы + η-кристаллы
99,2—100 ⁰ / ₁₀₀	(P'—O):	η-кристаллы.

Структурные составляющие

Техническое применение. Сплавы медь-цинк, вследствие своих ценных качеств, имеют чрезвычайно обширное применение. Все сплавы медь-цинк хороши в отливке, значительное число их пригодно для прокатки. Холодной вальцовкой, волочением и прессованием можно обрабатывать, по Гийе (Guillet) (1), все сплавы, содержание цинка в которых не превышает 45%. Это соответствует на диаграмме тем группам, в структуре которых преобладают β''-кристаллы. Структура сплавов, пригодных для прокатки, состоит, следовательно, или только из α-кристаллов, или из смеси α-кристаллов с β''-кристаллами.

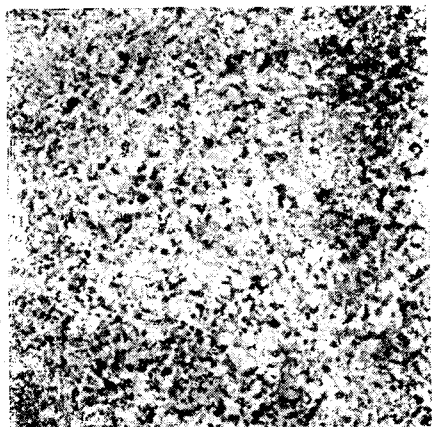
Сорта латуни с очень малым содержанием цинка, максимум 12%, можно при некоторой осторожности подвергать горячей ковке и прокатке. Очень легко также подвергается горячей прокатке и ковке сплав, называемый «мунцметаллом», содержание цинка в котором находится между 38 и 35%. Весьма вероятно, что β-раствор, который существует только в области *V Jpn*, обладает свойством ковкости, и поэтому горячая механическая обработка должна происходить в этой области диаграммы.

Структура латуни с 40% цинка, подвергшейся горячей прокатке, дана на фиг. 66—68. Светлые кристаллы на фиг. 68 соответствуют α-кристаллам *T₄* с 38,95% цинка, темная масса, отделяющая друг от друга отдельные α-кристаллы, соответствует β''-кристаллам.

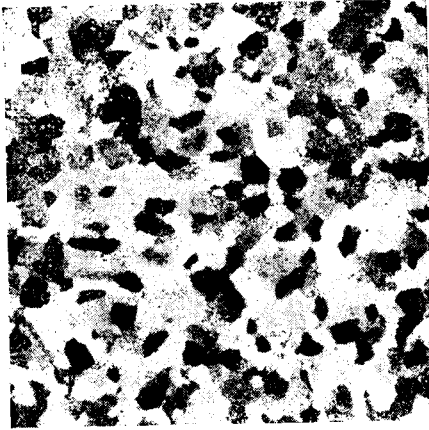
Если появляются самостоятельные γ-кристаллы, то сплавы становятся хрупкими и технически неприменимыми. На фиг. 70 приведена в качестве примера структуры подобного сплава структура латуни с 50% Zn.

Влияние посторонних примесей на структуру сплавов медь-цинк

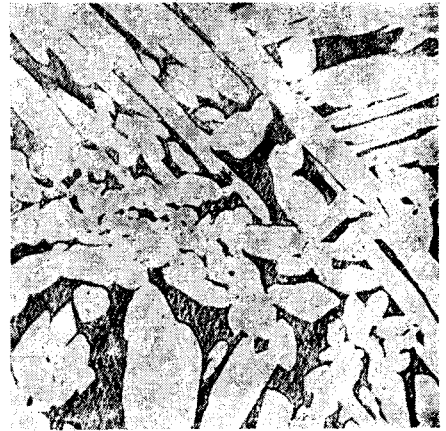
Сплавы медь-цинк, содержание цинка в которых колеблется между 39 и 45%, состоят из механической смеси α- и β''-кристаллов.



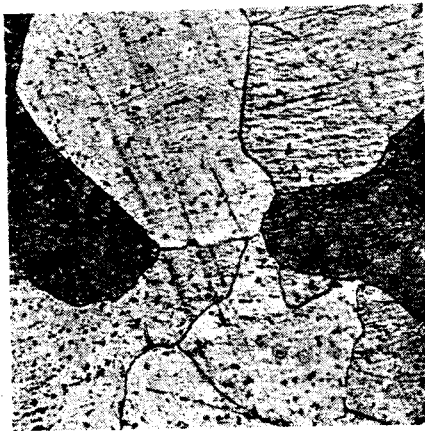
FeCl₃+HCl × 1
Фиг. 66. Латунь с 40% Zn (зернистая структура прокатанной латуни).



FeCl₂ + HCl × 1
 Фиг. 67. Латунь с 40% Zn (после прокатки, отожжена при 850°).



FeCl₂ + HCl × 300
 Фиг. 68. Латунь с 40% Zn (для горячей прокатки) α-раствор (светлый) + β'-кристаллы твердого раствора, темные.



FeCl₂ + HCl × 100
 Фиг. 69. Латунь с 48% Zn (однородные кристаллы твердого раствора):



FeCl₂ + HCl × 100
 Фиг. 70. Сплав Си-Zn с 50% Си и 50% Zn (γ-кристаллы твердого раствора светлые).

Микроскопическое исследование подобных латуней позволяет при некотором навыке легко определять состав исследуемого сплава путем определения соотношений между обеими структурными составляющими. Если заменить незначительную часть цинка равным количеством какого-либо другого металла, то, несмотря на одинаковое содержание меди, структура не остается неизменной, а отношение α -раствора к β'' -кристаллам увеличивается или уменьшается, в зависимости от рода добавляемого металла. Действие добавок выражается по Гийе (1) коэффициентом эквивалентности элементов. Элемент обладает коэффициентом эквивалентности t , если 1% этого элемента вызывает такую же структуру, как $t\%$ цинка, относя все к 100% сплава.

Пример. В латуни, содержащей 63% меди и 37% цинка, 3% цинка заменяются 3% алюминия. Тогда состав получившейся алюминиевой латуни будет следующий: 63% Cu, 34% Zn, 3% Al. Теперь примем, что 1% Al действует на структуру так же, как 6% Zn. Тогда можно получить сплав такой же структуры, как алюминиевая латунь, при следующем составе:

63 г Cu + 34 г Zn + 3 × 6 г Zn = 63 г Cu + 52 г Zn = 115 г сплава, процентный состав которого:

$$\text{Cu} = \frac{63 \cdot 100}{115} = 54,7\% \quad \text{и} \quad \text{Zn} = \frac{52 \cdot 100}{115} = 45,3\%.$$

Содержание меди в алюминиевой латуни, определенное по структуре (63% Cu, 34% Zn, 3% Al) равно 54,7%, следовательно коэффициент эквивалентности представляет практический интерес, так как позволяет расчетом определить, какое место диаграммы соответствует сплаву данного состава. Это тем более ценно, что по Гийе (1) различные одновременно находящиеся в сплаве посторонние вещества действуют так, как если бы они находились в сплаве независимо одно от другого.

Между упомянутыми величинами существуют следующие соотношения. Пусть:

A — истинное определенное анализом содержание меди в сплаве в весовых процентах;

q — определенное анализом количество добавляемого элемента;

t — коэффициент эквивалентности этого элемента;

A' — кажущееся определенное исследованием структуры содержание меди в весовых процентах.

По этим величинам можно подсчитать коэффициент эквивалентности из соотношения:

$$t = 1 + 100 \frac{A - A'}{A'q}. \quad (1)$$

Кажущееся содержание меди равно:

$$A' = \frac{100 A}{100 + q(t - 1)}. \quad (2)$$

Выведенные на основании коэффициента эквивалентности соотношения пригодны только до тех пор, пока все количество добавленного

элемента полностью поглощается α - и β -кристаллами. Если количество добавки так велико, что появляются нового вида кристаллы, то приведенные соотношения теряют силу.

С п е ц и а л ь н ы е л а т у н и (Табл. 5)

Свинцовая латунь. Коэффициент эквивалентности свинца равен единице. Отсюда следует, что одну часть цинка можно заменить свинцом, не изменяя соотношения составных частей структуры.

По исследованиям Гийе (1), при содержании до 0,9% свинца последний находится в твердом растворе и в этом виде не оказывает вредного влияния на механические свойства. Но как только содержание свинца превышает 0,9%, кристаллы свинца располагаются по границам α -кристаллов и понижают таким образом прочность и вязкость. При этом ухудшается значительно также ковкость, так как при температуре горячей обработки свинец находится в жидком состоянии и во время прокатки выдавливается из латуни в виде капель.

Оловянная латунь. Коэффициент эквивалентности олова равен 2. В то время, как α -раствор сплавов медь-цинк простирается до 39% содержания цинка, соответствующий раствор у сплавов медь-олово простирается только до 13% содержания олова (см. диаграмму состояния медь-олово, фиг. 60, стр. 76). Отсюда ясно, что с введением в латунь уже малых количеств олова появляется новая составляющая, проявляющаяся в структуре синеватыми островками и прожилками; эта составляющая соответствует примерно ϵ -раствору системы медь-олово. Те сорта латуни, которые состоят из кристаллов твердого раствора α и β , могут удерживать в твердом растворе до 0,7% олова. При большем содержании олова появляется новая составляющая, в то время как количество эвтектоида уменьшается. С увеличением содержания олова количество эвтектоида продолжает уменьшаться и, наконец, совершенно исчезает. Дальнейшее повышение содержания олова приводит к тому, то постепенно исчезает также и α -раствор, в то время как количество новой структурной составляющей соответственно возрастает. Так как последняя тверда и хрупка, то она очень вредит ковкости латуни. Своеобразное изменение строения сплава под влиянием олова имеет существенное значение в отношении разъедания его морской водой. Разрушающее действие последней основано на том, что эвтектоид все более и более растворяется. Если последний соответствующей добавкой олова перевести в стойкую против химических воздействий составляющую ϵ (Cu_3Sn), то можно получить не очень ковкую латунь, но зато хорошо сопротивляющуюся действию морской воды.

Марганцевая латунь. Коэффициент эквивалентности марганца равен 0,5. Так как он меньше 1, то содержащий марганец сплав при микрографическом анализе кажется более богатым медью, чем сплав, свободный от марганца, при равном содержании меди. Вследствие высоких технологических и механических свойств, а также высокой химической стойкости эти сплавы под названием марганцевых бронз имеют обширное применение в судостроении.

Алюминиевая латунь. Коэффициент эквивалентности алюминия равен 6. Алюминиевая латунь в последнее время получила широкое распространение благодаря высоким механическим свойствам и возможности получения плотного литья. В общем, свойства данной алюминиевой латуни соответствуют свойствам латуни, не содержащей алюминий, с содержанием меди, равным кажущемуся содержанию меди в алюминиевой латуни. В отношении структуры нужно отметить, что до определенного содержания алюминий растворяется в α -растворе, а при большем содержании образуется особая составляющая, подобно оловянной латуни.

Железная латунь. Коэффициент эквивалентности железа равен 0,9. Латунь, содержащая железо, имеет светлые ромбические кристаллики, которые, вероятно, соответствуют соединению $FeZn_7$. Присадка железа производится при помощи особо приготовленного промежуточного сплава (лигатуры) цинка и железа, который получается введением зеркального чугуна в расплавленный цинк. Дельта-металл представляет собой железную латунь, большей частью с определенным содержанием марганца.

Таблица 5

Торговые названия и приблизительный состав некоторых сортов латуни

	Медь	Цинк	Олово	Сви- нец	Же- лезо	Мар- ганец
Томпак	87—85	13—15	—	—	—	—
Маннгеймское золото, симилор	90—84	9—10	1—7	—	—	—
Хризокальк (богатый медью)	90	8	—	2	—	—
Хризокальк (бедный медью)	58	40	—	2	—	—
Тальмизолото	90	10	—	—	—	—
			мышь- як	—	—	—
Металл Тиссье	97	2	1	—	—	—
Металл Турне	82	18	—	—	—	—
Позолота, мишурное золото	78—84	22—16	—	—	—	—
Металл Стирлинга	66	33	—	—	0,7	—
Хризорин, мозаиковое золото, мусивное (сусальное) золото, металл Гамильтона	67—64	33—36	—	—	—	—
Принц-металл, Бристольский металл	76—61	24—39	—	—	—	—
Ковкая латунь, Мунц-металл	60—62	40—38	—	—	—	—
Айх-металл, стерро-металл	60	38	—	—	2	—
Дельта-металл	54—56	40—42	—	1	1	1
			олово + су- рьяма	—	—	Алю- миний
Дуран-металл	65	29	2	—	2	2
Белая латунь	< 55	> 45	—	—	—	—
Бирмингамская платина	47	53	—	—	—	—
Металл Бага	55	45	—	—	—	—
Листовое золото	77—85	23—15	—	—	—	—

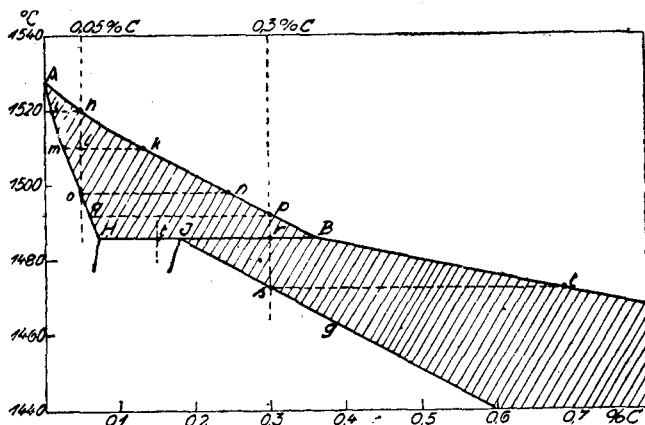
Он легко распадается на элементы. В последнем случае вместо карбида железа образуется элементарный углерод, образующий вместе с железом стабильную (устойчивую) систему. При отсутствии разложения имеет место метастабильная (неустойчивая) система

Сначала будет описана метастабильная система, как наиболее важная в практическом отношении.

а) Процессы затвердевания и плавления

1. Метастабильная система

Линия начала затвердевания состоит из трех кривых *AB*, *BC* и *CD*. На фиг. 71 эти три линии нанесены на основании термических исследований Робертс-Аустена, Карпентера и Килинга (Keeling),



Фиг. 72. Деталь фиг. 71.

Гутовского, Руэра и Ф. Геренса (2). Отдельные точки скорректированы в предположении, что чистое железо затвердевает при 1528°. Ход линии *CD* выбран по исследованию Ганемана (Hanemann). Линия конца затвердевания состоит из кривых *AH*, *JE* и горизонталей *HJ* и *ECF*. Линии *AH* и *HJ* исследованы Руэром и Ф. Геренсом; линия *JE* микрографически исследована Гутовским. Карпентер и Килинг дают на основании своих термических исследований более высокое положение этой кривой, однако, как показано на стр. 46, определение кривой солидуса по кривым охлаждения — не точно. Положение точки *E*, по работам Гутовского, Лютке и Варка (Lütke и Wark), принято, отвечающим 1,7% С.

Содержание углерода 0—0,07% (от *A* до *H*). В качестве примера затвердевания этой группы сплавов приводим подробное описание процесса затвердевания сплава с 0,05% С. Выше 1520° сплав представляет собой однородную жидкость. Во время охлаждения в точке *h*, лежащей на кривой начала затвердевания *AB* (фиг. 72) при 1520°, из жидкого сплава начинают выделяться кристаллы твердого раствора

δ , содержание углерода в которых может быть определено концентрацией точки i пересечения горизонтали, проведенной через точку h , с линией солидуса $АН$. Концентрация точки i равна 0,01% С.

Вследствие выделения этих бедных углеродом кристаллов маточный раствор обогащается углеродом. При 1510° сплав состоит из смеси жидкого сплава и кристаллов твердого раствора. В этот момент сплав изображается точкой l . Концентрации находящихся в равновесии жидкой части сплава и кристаллов твердого раствора определяются точками пересечения k и m горизонтали, проведенной через l , с линиями солидуса и ликвидуса. Из диаграммы следует, что маточный раствор k при 1510° содержит 0,135% С, находящиеся же с ним в равновесии δ -кристаллы m содержат 0,025% С. Если охлаждение происходит достаточно медленно, то первоначально выделившиеся бедные углеродом кристаллы i , благодаря диффузии, растворяют в себе углерод, и притом в таком количестве, что при 1510° все ранее выделившиеся кристаллы будут содержать как раз 0,025% С. Количественное соотношение между существующей в этот момент жидкой частью сплава и кристаллами вытекает из данного ранее закона рычага (стр. 32):

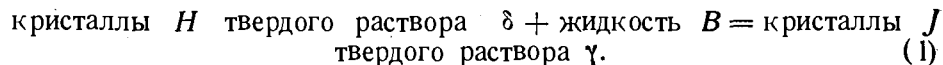
$$\frac{\text{количество жидкого сплава } k}{\text{количество кристаллов } m} = \frac{ml}{lk}.$$

По мере понижения температуры количество кристаллов возрастает за счет жидкости, и в точке o пересечения с линией солидуса $АН$, при температуре 1498°, последние остатки жидкости n затвердевают в кристаллы твердого раствора состава $o = 0,05\%$ С. Вся масса металла состоит теперь из однородных кристаллов твердого раствора δ с 0,05%С, при условии, что охлаждение происходило достаточно медленно и углерод полностью продиффундировал в первоначально выпавшие бедные углеродом кристаллы. Условие это не всегда легко выполнимо, так как предельные разности концентраций между первоначально выделившимися кристаллами и оставшейся жидкостью n соответствуют интервалу концентраций 0,01—0,25% С.

Подобным образом затвердевают все железо-углеродистые сплавы с содержанием углерода до 0,07%.

Содержание углерода 0,07—8,18% (от H до J). При охлаждении затвердевание происходит вначале так же, как и у предыдущей группы. Как только температура понизилась до 1486°, сплав состоит из смеси насыщенных кристаллов твердого раствора δ с 0,07% С и жидкого сплава B с 0,36% С.

При этой температуре кристаллы твердого раствора реагируют с жидкостью, образуя новый вид кристаллов твердого раствора γ , по уравнению:



В результате этой реакции расходуется вся жидкая часть сплава. Количественное соотношение между δ -кристаллами H и γ -кристаллами J , из которых состоит сплав после окончания затвердевания, определяется

по правилу рычага. Так, сплав, содержащий 0,15% С, непосредственно после затвердевания, изображается точкой t . В нем количества кристаллов относятся друг к другу следующим образом:

$$\frac{\delta\text{-кристаллы } H}{\gamma\text{-кристаллы } J} = \frac{tJ}{Ht}$$

Если сплав содержит 0,18% С, то при реакции (1) полностью расходуются как вся жидкая часть сплава, так и имеющиеся в наличии кристаллы, и после затвердевания сплав состоит только из кристаллов J твердого раствора γ .

Содержание углерода 0,18—0,36% (от J до B). Для характеристики явлений затвердевания этой группы сплавов описан сплав с 0,3% С. Затвердевание начинается при 1492° (p) выделением δ -кристаллов твердого раствора q с 0,06% С. При 1486° сплав состоит из δ -кристаллов твердого раствора H и жидкости B в соотношении:

$$\frac{\text{кристаллы } H}{\text{жидкость } B} = \frac{Br}{rH}$$

При 1486° начинается реакция (1). Благодаря этому исчезают все образовавшиеся до сих пор кристаллы H твердого раствора δ , и вместо них появляются кристаллы J твердого раствора γ . По окончании реакции жидкости стало меньше, и теперь количественное соотношение между кристаллами и жидкостью определяется уравнением:

$$\frac{\text{жидкость } B}{\gamma\text{-кристаллы } J} = \frac{Jr}{rB}$$

По мере дальнейшего охлаждения из жидкости выделяются непосредственно кристаллы твердого раствора γ таким образом, что состав жидкости скользит по линии Bt , состав же кристаллов — по линии Js .

При 1473° (s) заканчивается затвердевание последних остатков жидкости. Рассмотрение процесса затвердевания этого сплава показывает, насколько велика разность концентраций, которая должна выравниваться диффузией. В то время как ранее кристаллизующиеся кристаллы q твердого раствора δ содержат только 0,06% С, содержание углерода в затвердевшей в конце процесса жидкости t приближается к 0,7%.

Содержание углерода 0,36—1,7% (от B до E на фиг. 71). Из жидкого сплава состава BC выделяются γ -кристаллы по JE . Сплав по окончании затвердевания состоит из гомогенных кристаллов твердого раствора γ .

Содержание углерода 1,7—4,3% (от E до C). До температуры 1145° затвердевание протекает так же, как у предыдущей группы. В этот момент жидкая часть сплава имеет состав C (4,3% С), а кристаллы твердого раствора соответствуют концентрации E (1,7%). При этом остаток жидкости затвердевает в эвтектику состава C , состоящую из насыщенных γ -кристаллов E и карбида железа Fe_3C . Эвтектика C называется ледебуритом.

Содержание углерода 4,3—6,67%. Из жидкого сплава выделяются кристаллы Fe_3C (цементит) по линии CD ; содержание углерода

в жидкой части сплава уменьшается. Как только достигнута точка C , содержание углерода в жидкой части сплава делается равным 4,3%, температура при этом равна 1145°. Остаток жидкости затвердевает при этой температуре в эвтектику C (ледебурит).

2. Стабильная система (образование графита)

Растворенный в жидком сплаве углерод не всегда выделяется в виде карбида железа. Так, при высокой температуре карбид железа нестойк, и получить его неразложившимся можно лишь при достаточно быстром охлаждении. Если же охлаждение происходит медленно, то вместо карбида железа выделяется элементарный углерод в виде кристаллического графита. Линии $E'F'$, $C'D'$, отвечающие равновесию графита, нанесены на диаграмме состояния пунктиром (фиг. 71). Выделяющийся по $C'D'$ графит часто называется спелью. Это выражение чисто практическое и обязано своим происхождением тому, что во время охлаждения жидкого сплава выделяющийся графит, как более легкий, всплывает на поверхность и может быть снят в виде пены (спель). Так как выделяющийся из жидкого сплава первичный графит не встречает никаких препятствий к кристаллизации, то, вообще говоря, кристаллы первичного графита чрезвычайно крупны, и в структуре их можно ясно отличить от эвтектического графита. В общем же спель остается в металле лишь в небольших количествах, так как вследствие своего малого удельного веса она поднимается к поверхности металла. Часто пластинки графита оседают на стенках ковша и удерживаются здесь благодаря трению.

В табл. 6 приведена растворимость графита в жидком железе по Руэру и Бирону (Вигон) при высоких температурах. Цифры эти определяют ход линий $C'D'$.

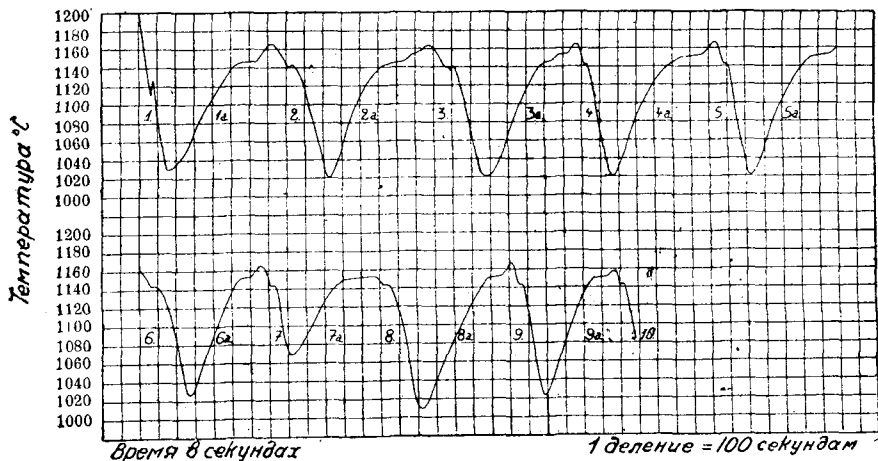
Таблица 6

Температура в градусах Цельсия	Растворимость графита в весовых процентах	Температура в градусах Цельсия	Растворимость графита в весовых процентах
1152	4.25	1600	5.37
1200	4.37	1800	6.00
1300	4.60	2000	6.78
1400	4.85	2500	9.54
1500	5.10	—	—

Чаще всего образование графита в доэвтектических сплавах происходит в результате вторичных процессов разложения карбида

железа. Исследования Руэра и Ф. Геренса (2) доказали возможность также непосредственного образования графита из жидкости.

Существенное значение имеет следующий опыт. Жидкий сплав с содержанием около 2,5% углерода был подвергнут охлаждению. Кривая охлаждения при 1342° имеет перегиб, соответствующий началу затвердевания. Во время дальнейшего охлаждения, при 1110° , появляется температурная остановка, соответствующая эвтектической кристаллизации, причем температура повышается до 1127° (фиг. 73 кривая 1). После прекращения выделения теплоты сплав был охлажден до 1029° и снова нагрет до 1166° . На кривой нагревания (1а) отчетливо



Фиг. 73. Температурные остановки сплава с 2,5% С.

видна при 1145° температурная остановка. После повторного охлаждения (кривая 2) и повторного нагревания (кривая 2а) около температурной остановки при 1145° появляется новая, лежащая несколько выше — при 1152° . При дальнейшем нагревании эта температурная остановка усиливается за счет первой таким образом, что на кривой нагревания 4а, как и на всех последующих, имеет место только верхняя температурная остановка. Кривые затвердевания, начиная от второго охлаждения, дают постоянную температурную остановку при 1144° . Ближайшие исследования показали, что температурная остановка при 1145° соответствует плавлению цементитной эвтектики, температурная же остановка при 1152° — графитной эвтектики.

в) Превращения железо-углеродистых сплавов

Основные исследования термических явлений и изменений структуры при переходе железо-углеродистых сплавов через температуры превращений принадлежат, преимущественно Сорби (Sorby), Робертс-Аустену (3) и Осмонду (2). Лешателье (Le Chatelier) (9) мы обязаны пониманием их глубокого значения.

Непосредственно по окончании затвердевания железо-углеродистые сплавы состоят:

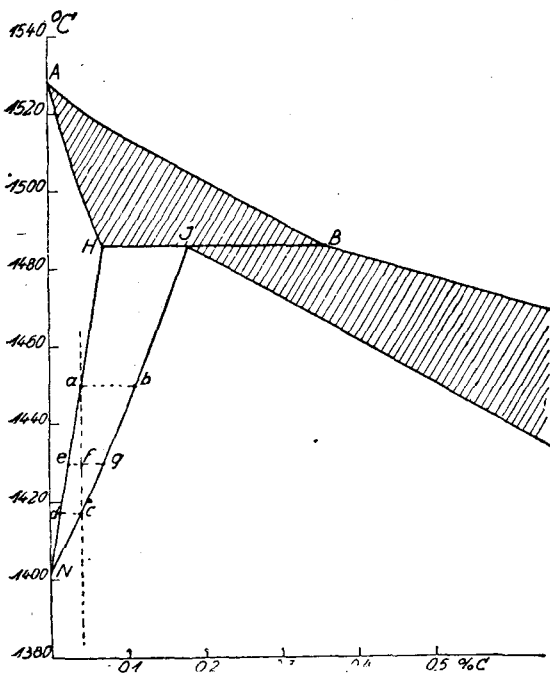
От 0	до 0,07%	С	из δ -кристаллов
» 0,07	» 0,18%	С	» δ -кристаллов + γ -кристаллов (аустенит)
» 0,18	» 1,7%	С	» аустенита
» 1,7	» 4,3%	С	» аустенита + ледебурит
Выше 4,3%		С	» цементита + ледебурит

При дальнейшем охлаждении твердый раствор претерпевает распадение вследствие перехода γ -железа в α -железо.

При определенных условиях изменяется та же и свободный цементит в уже затвердевшем сплаве, причем он разлагается подобно тому, как при образовании графита, — с выделением элементарного углерода [образование углерода отжига (аморфного углерода)].

1. Превращения кристаллов твердого раствора δ

Содержание углерода 0—0,07% (от А до Н). При охлаждении чистого железа оно при 1401° переходит из δ -формы в γ -форму. По мере



Фиг. 74. Деталь фиг. 71.

возрастания содержания углерода это превращение δ в γ -раствор происходит при более высокой температуре. Приводим для примера описание процесса превращения сплава с 0,04% С. Превращение начинается в точке *a*, лежащей на линии *NH* при 1450° (фиг. 74). Из твердого раствора δ начинают выделяться γ -кристаллы, содержание С в которых, равное 0,1%, определяется точкой *b* — пересечения горизонтали *a—b* с линией *N—J*. Вследствие выделения γ -кристаллов, богатых углеродом, уменьшается содержание С в δ -растворе. При температуре 1425° в точке *f* сплав

состоит из смеси δ -раствора *e* и γ -раствора *g* в соотношении $\frac{fg}{ef}$.

Превращение заканчивается в точке *c*, лежащей на линии *N—J*. Здесь остаток кристаллов δ переходит в кристаллы γ , и теперь весь сплав состоит из кристаллов γ , содержащих 0,04% С.

Содержание углерода 0,07—0,18% (от *H* до *J*). По окончании затвердевания сплавы состоят из смеси кристаллов *H* твердого раствора δ и кристаллов *J* твердого раствора γ . С понижением температуры δ -кристаллы переходят в γ -кристаллы.

2. Превращение γ -кристаллов

Содержание углерода 0—0,86% (от *G* до *S*). Как следует из диаграммы фиг. 75, углерод понижает точку превращения *A*, начиная

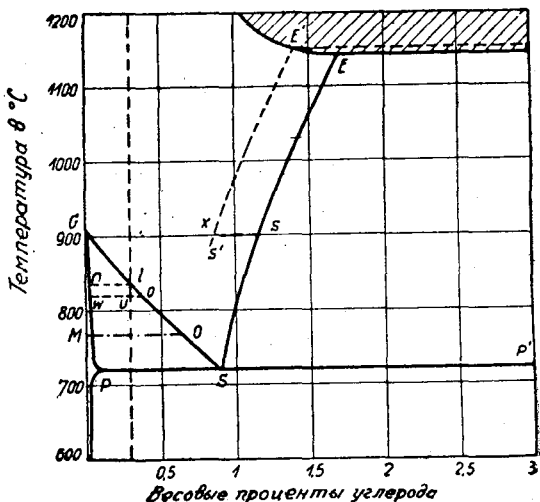
от точки *G* (чистое железо), примерно на 20° на каждые 0,1% углерода. Приводим подробное описание хода превращений для сплава с 0,3% С. Как только при охлаждении температура достигает 840° (1), что характеризуется перегибом на кривой охлаждения, из твердого раствора γ начинают выделяться α -кристаллы, бедные углеродом, концентрации (*n*). По новым исследованиям Кестера (Köster) (1), α -железо, в противоположность прежним воззрениям, обладает также некоторой малой способностью растворять углерод; предел растворимости (0,04% С) находится приблизительно при температуре 720° (фиг. 76). Растворимость сильно уменьшается с понижением температуры.

Выделившиеся кристаллы тв. раствора α изменяют свою концентрацию при дальнейшем охлаждении по *GnwP*, в то же время твердый γ -раствор обогащается углеродом, и состав его сдвигается к точке *S*.

При 825° соотношение:

$$\frac{\alpha\text{-кристаллы}}{\gamma\text{-кристаллы}} = \frac{io}{iw} = 1,5$$

Таким образом, металл состоит из 16,6% α -кристаллов и 83,4% γ -кристаллов. Во время дальнейшего охлаждения при 768° (*MO*) происходит превращение немагнитного α -железа¹ в магнитное α -железо. По достижении эвтектидной температуры *P* (710°) твердый маточный раствор содержит 0,86% С. При этой постоянной температуре он



Фиг. 75. Превращения γ -кристаллов твердого раствора (часть фиг. 71).

¹ См. наше примечание о β -железе на стр. 14. — *Ред.*

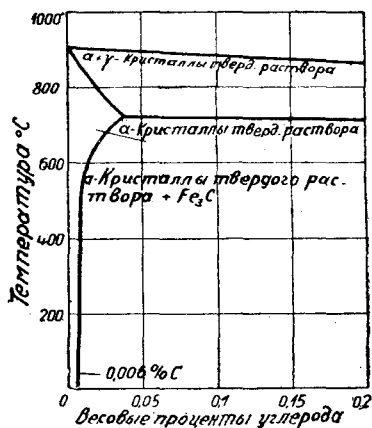
² Температура 710°, как правило, наблюдается на кривых охлаждения при медленном охлаждении проб. Истинное положение этой точки (температура равновесия) была определена Руэром и Ф. Геренсом (2) в 721°.

превращается в эвтектоидную смесь α -кристаллов и карбида железа. Металлографическое наименование этого эвтектоида, предложенное Сорби — перлит. Кристаллы твердого раствора α , бедные углеродом, и α -железо, не содержащее углерода, называются ферритом.

Кривая охлаждения сплава с 0,3% С имеет в точке l (840°) перегиб, который соответствует началу превращения Ar_3 . Между 840 и 710° охлаждение замедляется, что соответствует выделению α -кристаллов из твердого раствора. При 710° происходит образование перлита, сопровождаемое соответствующей температурной остановкой (перлитная остановка).

Эта точка превращения обозначается Ar_1 . Положение точек превращения сплава с 0,3% углерода при охлаждении следующее:

$$\begin{aligned} Ar_3 &= 840^\circ \\ Ar_2 &= 768^\circ \\ Ar_1 &= 710^\circ \end{aligned}$$



Фиг. 76. Растворимость углерода в α -железе.

При нагревании сплава с 0,3% углерода описанные явления происходят в обратной последовательности, причем положение точек Ac_1 и Ac_3 несколько отличается от положения точек Ar_1 и Ar_3 . Ac_2 остается при 768° . Наблюдением теплового

расширения Дризен (Driesen) установил, что Ac_1 расположена приблизительно на 30° выше, чем Ar_1 , и эта разность проявляется и при очень медленном нагревании. Этот факт имеет существенное значение при закалке стали. На кривой нагревания, следовательно, должны иметь место следующие явления:

При 740° : температурная остановка Ac_1 , отвечающая превращению перлит \rightarrow твердый раствор.

740 — 845° : замедление, соответствующее растворению α -кристаллов в твердом растворе.

Кроме того, при 768° происходит магнитное превращение.

Сплавы с содержанием углерода от 0,58 до 0,86% переходят по достижении линии OS из немагнитного γ -состояния непосредственно в магнитное α -состояние. На кривых охлаждения и соответственно и на кривых нагревания появляется, кроме температурной остановки A_1 , еще только одна точка превращения, которая большей частью обозначается символом $A_{3,2}$.

Содержание углерода 0,86%. Эта концентрация соответствует эвтектоидной точке S . Следовательно, наблюдается только одна температурная остановка, обозначаемая обычно $A_{3,2,1}$, которая соответствует образованию перлита. Положение этой остановки следующее:

$$\begin{aligned} Ar_{3,2,1} &= 710^\circ; \\ Ac_{3,2,1} &= 740^\circ. \end{aligned}$$

Температура равновесия перлита:

$$A_{3,2,1} = 721^{\circ}.$$

Содержание углерода 0,86%—1,7% (от *S* до *E*). Эта группа сплавов называется заэвтектоидной, в противоположность доэвтектоидной, содержащей менее 0,86% углерода. Для характеристики явлений превращения в сплавах этой группы приводим подробное описание сплава с 1,2% С. По окончании затвердевания сплав состоит из гомогенного твердого раствора γ , который при охлаждении не претерпевает изменений до температуры *s* (892°) (фиг. 75). Здесь начинается выделение цементита (карбид железа, Fe_3C). Цементит выделяется внутри твердого раствора в виде пластинок или сетки, в то же время состав твердого маточного раствора сдвигается в направлении *sS*. При 710° твердый маточный раствор имеет эвтектоидный состав (0,86% С) и при этой температуре распадается в перлит.

На кривой охлаждения наблюдается слабый перегиб при 892° и отчетливо выраженная температурная остановка Ar_1 при 710°. Кривая нагревания имеет температурную остановку Ac_1 при 740° и термически трудно ощутимый интервал замедления 740—892° (Растворение цементита в аустените. — *Ред.*).

Содержание углерода выше 1,7% (от *E* до *F*, фиг. 71). По окончании затвердевания при 1145°, сплавы этой группы состоят, в зависимости от содержания углерода, из первично выделившихся γ -кристаллов концентрации *E* и ледебурита (1,7—4,3% С), или только из ледебурита (4,3% С), или же из первично выделившегося цементита и ледебурита (свыше 4,3% С). γ -кристаллы, как первично выделившиеся, так и ледебурита, выделяют при дальнейшем охлаждении вторичный цементит, в то время как концентрация твердого маточного раствора сдвигается по *ES*. При достижении температуры прямой *PSK* маточный раствор переходит в перлит.

3. Превращения карбида железа

Непосредственно по окончании затвердевания железо-углеродистые сплавы, содержащие больше 1,7% углерода и не содержащие графита, состоят из механической смеси насыщенных кристаллов твердого раствора *E* и цементита. Свободный карбид железа имеется также в сплавах с 0,86—1,7% С, находящихся в области *EST* (фиг. 71).

Карбид железа претерпевает при 210° изменение, которое обнаруживается при магнитных измерениях и измерениях теплового расширения [Хонда и Такаги (Honda и Takagi)]. Это существенно для доказательства образования свободного карбида железа при какой-либо реакции.

Способность цементита к разложению присуща ему также после полного затвердевания сплава, и при достаточно продолжительном отжиге сплавов со свободным цементитом несколько ниже 800° можно наблюдать разложение по уравнению:



Если нагревать чистый, полученный химическим путем цементит, то до 400°, по Тамману, не наблюдается никаких изменений. При 500° цементит разлагается после пятичасового нагревания.

Твердый раствор, находящийся в равновесии с элементарным углеродом, должен обладать меньшей концентрацией, чем при соприкосновении с карбидом железа, так как по учению о равновесии метастабильная фаза обладает большей растворимостью по сравнению с возникающей из нее стабильной фазой. Руэр и Ильин экспериментально определили линию растворимости равновесия $E'S'$, соответствующую элементарному углероду, и нашли, что она проходит слева от линии цементита. Эвтектид, соответствующий перлиту, еще не определен.

В противоположность пластинчатому графиту, выделяющемуся при затвердевании, элементарный углерод, образующийся в затвердевшем сплаве, называют углеродом отжига. Это название происходит от известного уже в течение столетий процесса томления чугуна, который имеет целью путем отжига отливок и окисления выделившегося углерода отжига сделать мягким и вязким чугун, твердый и хрупкий, вследствие большого содержания цементита (см. стр. 398).

Приводим ниже перечень значений областей и линий диаграммы состояния Fe—C (фиг. 71).

AB: При охлаждении: начало выделения кристаллов твердого раствора δ из жидкого сплава.

При нагревании: конец плавления.

BC: При охлаждении: выделение кристаллов твердого раствора γ из жидкого сплава.

При нагревании: конец плавления.

CD: При охлаждении: начало выделения карбида железа Fe_3C (цементит) из жидкого сплава.

При нагревании: конец плавления.

AN: При охлаждении: конец затвердевания кристаллов твердого раствора δ .

При нагревании: начало плавления кристаллов твердого раствора δ .

JE: При охлаждении: конец затвердевания кристаллов твердого раствора γ .

При нагревании: начало плавления кристаллов твердого раствора γ .

HJB: При охлаждении: жидкость $B + \delta$ -кристаллы $H \rightarrow \gamma$ -кристаллы J .

При нагревании: γ -кристаллы $J - \delta$ -кристаллы $H +$ жидкость B .

HN: При охлаждении: начало превращения δ -кристаллов в γ -кристаллы.

При нагревании: конец превращения γ -кристаллов в δ -кристаллы.

NJ: При охлаждении: конец превращения δ -кристаллов в γ -кристаллы.

При нагревании: начало превращения γ -кристаллов в δ -кристаллы.

ECF: Эвтектическая горизонталь.

При охлаждении: затвердевание эвтектики C .

При нагревании: плавление эвтектики C .

GO: При охлаждении: начало превращения, состоящего в выделении немагнитных α -кристаллов из твердого раствора γ .

При нагревании: конец превращения, состоящего в растворении магнитных α -кристаллов в твердом растворе γ .

ES: При охлаждении: начало выделения свободного карбида железа Fe_3C из твердого раствора.

При нагревании: конец растворения свободного карбида железа в твердом растворе.

MO: При охлаждении: переход выделившихся по *GO* немагнитных α -кристаллов в магнитные α -кристаллы.

При нагревании: превращение магнитных α -кристаллов в немагнитные α -кристаллы.

PK: эвтектоидная горизонталь.

При охлаждении: превращение твердого раствора γ в перлит.

При нагревании: превращение перлита в твердый раствор γ .

Для случаев, когда вместо карбида железа получается стабильная форма элементарного углерода, линии $E'S'$, $E'C'$ и $C'D'$ определяют собою те концентрации твердого и жидкого раствора, которые находятся в равновесии с углеродом отжига или графитом и спелью (вторичным графитом).

Об асти с тьяния диаграммы (фиг. 71).

Выше *ABCD*: жидкий сплав

ABH: кристаллы твердого раствора δ + жидкий сплав.

JBCE: кристаллы твердого раствора γ (аустенит) + жидкий сплав.

DCF: карбид железа (цементит) + жидкий сплав.

AHN: кристаллы твердого раствора δ .

HJN: кристаллы твердых растворов δ и γ .

NJESOG: кристаллы твердого раствора γ .

CESR: γ -кристаллы E + эвтектика C (ледебурит).

FCRK: первичный карбид железа (цементит) + эвтектика C (ледебурит).

GPQG: кристаллы твердого раствора γ -(феррит).

GOM: немагнитные α -кристаллы (феррит) + кристаллы твердого раствора γ (аустенит).

MOSP: магнитные α -кристаллы (феррит) + γ -кристаллы (аустенит).

PKIQ: магнитные α -кристаллы (феррит) + карбид железа (цементит).

PSXQ: магнитные α -кристаллы (феррит) + эвтектоид S (перлит).

SRZX: вторичный карбид железа (цементит) + эвтектоид S (перлит).

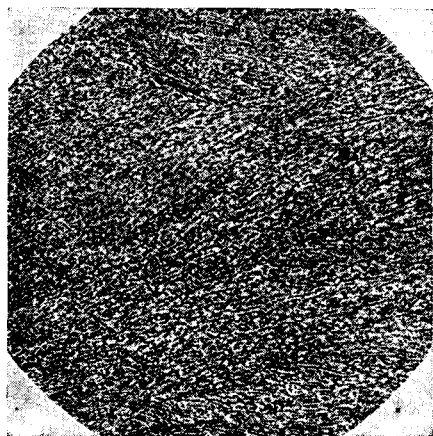
Если вместо карбида железа появляется элементарный углерод, то области диаграммы определяются линиями $E'C'$, $C'F'$, $C'D'$, $E'S'$, $P'K'$. Фактическая форма и протяженность участков еще не вполне известны.

с) Структурные составляющие сплавов железо-углерод

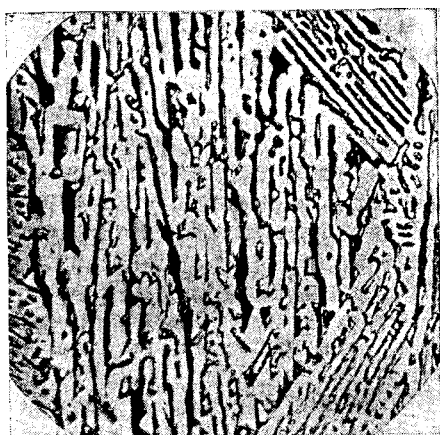
Структуру различных сплавов железо-углерод нельзя установить непосредственно по окончании затвердевания, так как в этих условиях прямое наблюдение невозможно, при дальнейшем же охлаждении структурные составляющие испытывают превращения. Однако быстрым охлаждением непосредственно по окончании затвердевания можно

все же в достаточной степени локализовать превращения сплавов и тем самым сделать возможным наблюдение структуры затвердевания. На фиг. 77—82 приведены характерные структуры затвердевания при различных увеличениях.

Твердые растворы с содержанием углерода до 1,7%, которые мы должны рассматривать по существу как твердые растворы γ -железа и карбида железа, называются в металлографии аустенитом — название, предложенное Осмондом (2) в честь английского исследователя Робертс-Аустена.



Пикриновая кислота × 50
 Фиг. 77. Эвтектический железо-углеродистый сплав с 4,2% С (ледебурит). Светлая составляющая: карбид железа Fe_3C (цементит). Темная составляющая: насыщенные кристаллы E твердого раствора.

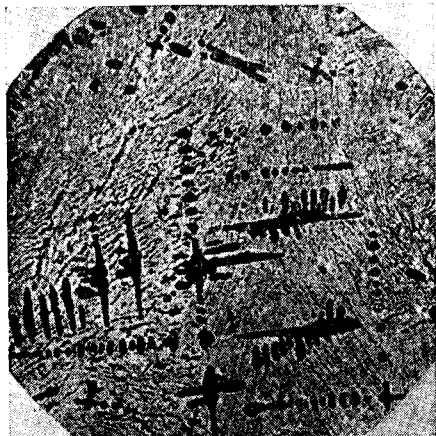


Пикриновая кислота × 750
 Фиг. 78. То же, что на фиг. 77, большее увеличение.

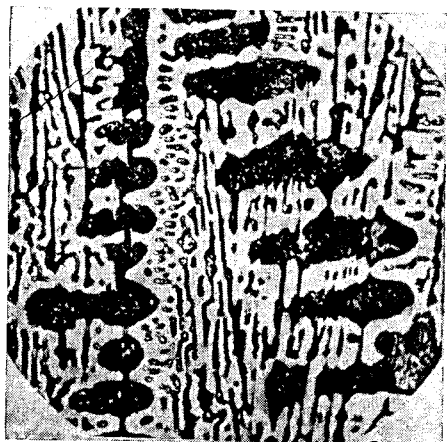
Аустенит соответствует по своей кристаллической форме чистому железу и при выделении образует октаэдрический скелет так называемых елочных кристаллов (дендритов). Карбид железа Fe_3C , по предложению Гоу (1), получил название цементита. Эвтектика С с 4,3% С была названа Вюстом (4) ледебуритом. Поэтому у сплавов железо-углерод непосредственно после затвердевания различают следующие группы структур:

Группа первая:	0—1,7%	углерода: аустенит
» вторая:	1,7—4,3%	» аустенит + ледебурит
» третья:	4,3%	» ледебурит
» четвертая:	выше 4,3%	» цементит + ледебурит

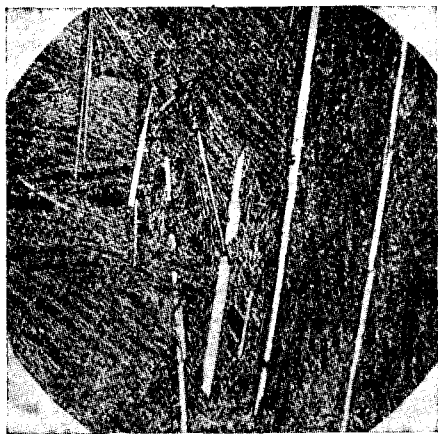
Ледебурит, представленный на фиг. 77 и 78 при увеличении 50 и 750, состоит из тонкой смеси светлых и темных кристалликов. На фиг. 78 отчетливо видно, как рельефно выступают светлые кристаллы цементита, в то время как темные кристаллы твердого раствора разьежены трителем и как бы вдавлены. На фиг. 79 и 80 изображен



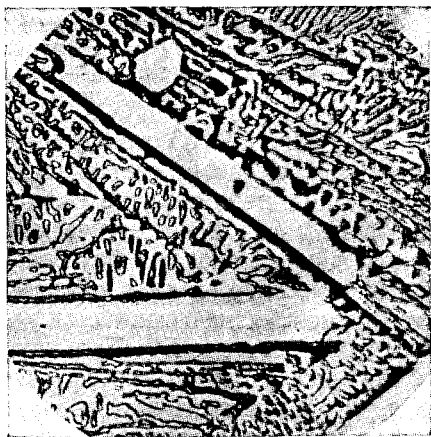
Пикриновая кислота × 50
 Фиг. 79. Доэвтектический железо-углеродистый сплав с 3,9% С. Темные кристаллы твердого раствора (дендрит) + ледебурит.



Пикриновая кислота × 750
 Фиг. 80. То же, что на фиг. 79, большее увеличение.



Пикриновая кислота × 50
 Фиг. 81. Заэвтектический железо-углеродистый сплав с 4,7% С. Светлые кристаллы карбида железа (цементита = Fe_3C + ледебурит).



Пикриновая кислота × 750
 Фиг. 82. То же, что на фиг. 81, большее увеличение.

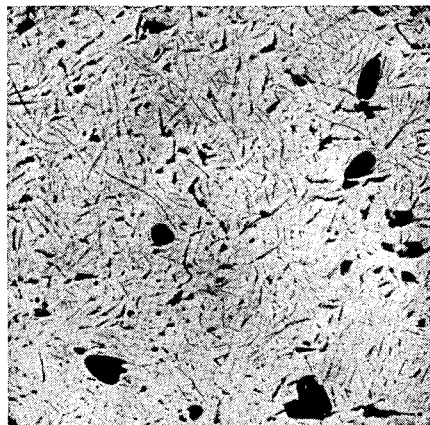
доэвтектический сплав. В соответствии с ходом затвердевания он содержит, кроме основной эвтектической массы, первичные елочные кристаллы. Фиг. 80 показывает, что структура елочных кристаллов не однородна, как это должно было бы быть, если бы можно было быстрым охлаждением совершенно воспрепятствовать распаденю аустенита. Заэвтектические сплавы представлены на фиг. 81 и 82. И здесь основная масса состоит из ледебурита, а первичный цементит пронизывает эвтектику в виде белых игл. Структура цементита совершенно однородна.



Не протравлено

> 20

Фиг. 83. Доэвтектический железо-углеродистый сплав ($C=3,6\%$); светлые елочные кристаллы + темная графитовая эвтектика.



Не протравлено

× 20

Фиг. 84. Эвтектический железо-углеродистый сплав ($C=4,3\%$). Графитовая эвтектика (C' на фиг. 71).

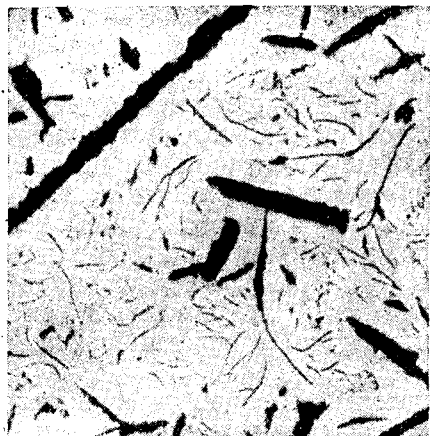
На фиг. 83—85 приведены характерные структуры железо-углеродистых сплавов, содержащих графит.

На полированном (не травленном) шлифе графит резко выделяется на фоне светлой металлической массы. По этому подобные структуры наблюдаются сначала без травления. На фиг. 84 дана структура эвтектического сплава. Графит, который кристаллизуется в форме пластинок, ясно отличается от светлой основной массы (кристаллы твердого раствора E'). Большие темные поля соответствуют тем местам, в которых плоскость шлифа проходит в плоскости графитного листка. На фиг. 83 дана структура доэвтектического, а на фиг. 85 — структура заэвтектического сплава железо-углерод, содержащих графит. Кроме графитной эвтектики, в структуре первого имеются первичные кристаллы твердого раствора, которые можно узнать по характерному елочному строению; у второго — первичный графит в виде плотных темных выделений продолговатой формы — сечение кристаллов графита.

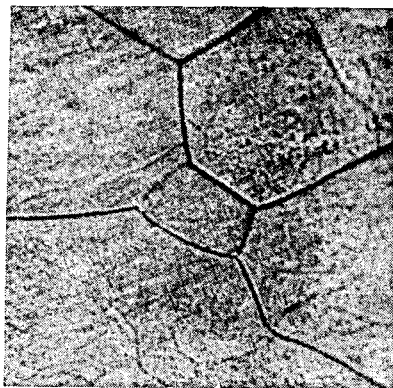
Структура сплавов железо-углерод, затвердевающих в метастабильной системе, после остывания, согласно всему сказанному, будет следующая:

Содержание углерода 0,86%. Эвтектид перлит, состоящий из тонко-пластинчатой или зернистой (глобулярной)¹ смеси феррита и цементита (фиг. 91).

Содержание углерода 0—0,86%. Кроме перлита, эти сплавы содержат феррит в количестве тем большем, чем меньше содержание углерода. Пример — фиг. 94. Очень бедное углеродом железо² состоит, следовательно, только из феррита (фиг. 86).



Не протравлено × 20
Фиг. 85. Заэвтектический железо-углеродистый сплав с 7,5% С. Первичный графит (спель) + графитовая эвтектика.



Пикриновая кислота × 500
Фиг. 86. Феррит. Линии определяют границы между отдельными зернами.

Содержание углерода 0,86—1,7%. Эти сплавы состоят из смеси перлита и цементита, при чем количество цементита тем больше, чем выше содержание углерода. Пример — фиг. 90.

Содержание углерода 1,7—4,3%. Сплавы содержат наряду с эвтектикой-ледебуритом первично выделившиеся кристаллы тв. раствора в количестве тем большем, чем меньше содержание углерода. Все кристаллы твердого раствора, как первично выделившиеся, так и эвтектические, распадаются на вторичный цементит и перлит. Пример — фиг. 95.

Содержание углерода 4,3%. Структура состоит исключительно из ледебурита. Пример — фиг. 96.

Содержание углерода выше 4,3%. Сплавы содержат наряду с ледебуритом первично выделившийся цементит в количестве тем большем, чем выше содержание углерода.

В предыдущих выводах предполагалось, что охлаждение сплавов происходит настолько медленно, что процессы, характеризующиеся

¹ В случае зернистого (глобулярного) перлита, в виде зернышек (глобулей) находится цементит, феррит же занимает все пространство между зернышками цементита. — *Ред.*

² Углерода меньше, чем концентрация точки Q на диаграмме фиг. 71 *Ред.*

линиями *GS*, *ES* и *PP'* (фиг. 75), протекают полностью и что, следовательно, возникающие при этом структурные составляющие — феррит и цементит — можно пространственно отделить друг от друга. Достаточным ускорением охлаждения, хотя бы путем погружения нагретого сплава в воду, можно сместить превращение в область более низких температур. В таком случае сплав будет находиться в переохлажденном состоянии. Процесс быстрого охлаждения называют закалкой. Если закаленный сплав снова нагреть, то переохлаждение может быть в большей или меньшей степени устранено — в зависимости от длительности повторного нагревания. При этом более или менее полно могут произойти явления превращения. Этот процесс носит название отпуска. Если очень быстрым охлаждением можно достигнуть полного переохлаждения, то при обыкновенной температуре железо-углеродистые сплавы должны состоять из однородного немагнитного твердого раствора карбида железа в γ -железе. Но у чистых железо-углеродистых сплавов это состояние при быстром охлаждении полностью не достигается, между тем как добавлением никеля или, в особенности, марганца удается осуществить полное переохлаждение. Маурер (Maurer) (1) показал, что уже при 2% марганца закалкой удается получить немагнитный однородный твердый раствор, т. е. чистый аустенит.

Структурные составляющие закаленных и отпущенных железо-углеродистых сплавов чрезвычайно разнообразны, в зависимости от той тепловой обработки, которой они были подвергнуты. Их можно рассматривать, как промежуточные ступени между чистым непревращенным твердым раствором (аустенитом) и конечным продуктом его разложения (смесь цементит-феррит).

Важнейшие промежуточные структуры:

Мартенсит, троостит, осмондит, сорбит.

Так как эти структурные составляющие не соответствуют равновесному состоянию, то на диаграмме состояния не может быть участков, которые отвечали бы их существованию. Но так как для техники эти составляющие очень важны, то с микрографической точки зрения они подробно изучены. Ниже подробно описаны структурные составляющие системы железо-углерод.

В отношении терминологии следует отметить, что она в основном соответствует предложению Комитета по материалам Союза Германских Металлургов в 1924 г.

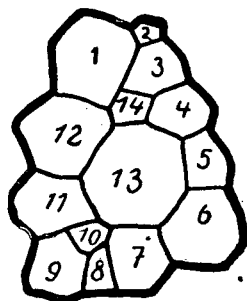
Феррит

Феррит — железо, бедное углеродом. Пикриновая кислота вытравливает его зерна, поверхность которых кажется после сравнительно продолжительного травления изъеденной. Это — фигуры травления, которые позволяют убедиться в том, что кристаллографическая ориентация внутри каждого отдельного зерна одинакова, ориентация же от зерна к зерну различна, т. е. каждому зерну присуща своя ориентация (ср. фиг. 10).

Очень характерно, по Осмонду (2), действие азотной кислоты. Сначала зерна разъедаются равномерно, но с различной быстротой в зависимости от ориентации мелких кристалликов, из которых они состоят. Под микроскопом видно, что отдельные зерна как бы выступают, другие же, наоборот, вдавлены в шлиф, так что контуры зерен представляются либо светлыми блестящими линиями, либо темными. При продолжительном действии азотной кислоты зерна начинают окрашиваться. Окраска зависит от концентрации кислоты и меняется также в зависимости от времени травления. Если концентрация составляет 2 см³ концентрированной азотной кислоты на 1000 см³ воды, то отдельные зерна окрашиваются в цвета от желтого до коричневого, другие же остаются бесцветными. Это окрашивание не исчезает при вытирании шлифа очень мягкой замшевой тряпочкой. Если обработать тот же образец более сильной кислотой (приблизительно 2 см³ HNO₃ на 100 см³ воды), то можно наблюдать, что отдельные зерна окрашиваются в желтый, коричневый, пурпурный и голубой цвета, но эта окраска непрочна и при вытирании шлифа исчезает.

Подобное же действие достигается слабым нагреванием на воздухе, причем различные зерна феррита окисляются и проходят шкалу цветов побежалости с различной скоростью. Относительно внутреннего строения отдельных зерен феррита можно сделать заключение лишь при более продолжительном действии различных реагентов.

Определение величины зерна производится лучше всего измерением среднего диаметра зерна. Для этого поступают следующим образом. Отсчитывают определенное число зерен (фиг. 87) и планиметром определяют их общую поверхность F . Затем, делением величины поверхности зерен F на число их Z (в данном случае 14), находят среднюю величину зерна. Если нет планиметра, то поступают следующим образом: зарисовывают картину структуры (как на фиг. 87), вырезают группу зерен ножницами и определяют вес на аналитических весах. Затем определяют вес квадрата из той же бумаги со стороной 10 см. Из отношения весов можно с достаточной точностью подсчитать поверхность измеряемого участка структуры.



Фиг. 87. Определение величины зерен феррита.

Цементит

Цементит — карбид железа, с формулой Fe₃C, содержащий 6,67% С. Открыт в 1885 г. Абелем (Abel) и Дирингом (Deering). Они установили, что медленно охлажденная сталь после растворения в очень разбавленных кислотах дает осадок, состав которого почти точно соответствует формуле Fe₃C. Опыты в этом направлении повторяли позже Мюллер, Осмонд и Верт (Werth), Арнольд (Arnold), Рид (Read), Венедикс (Benedicks), Милюс (Mylius), Фёрстер (Förster), Шене (Schoene). Они подтвердили заключение Абеля и Диринга.

Как структурную составляющую, цементит можно всегда узнать по твердости; она равна по Мюллеру 6 единицам по шкале Мосса, т. е. превышает твердость закаленной стальной иглы.

Из условий образования цементита видно, что он может встречаться как в виде свободного цементита, так и в виде составной части эвтектоида перлита. Оба эти вида цементита химически совершенно идентичны. При выделении карбида железа разбавленными кислотами или по методу Вейля (Weyl) можно часто различить две составные части в осадке; одну — блестящую, другую — матовую. Это явление однако объясняется тем, что выделившийся по SE (фиг. 71) цементит крупнее, чем цементит перлита (фиг. 88 и 89).



Пикриновая кислота \uparrow $\times 500$
Царапина от иглы

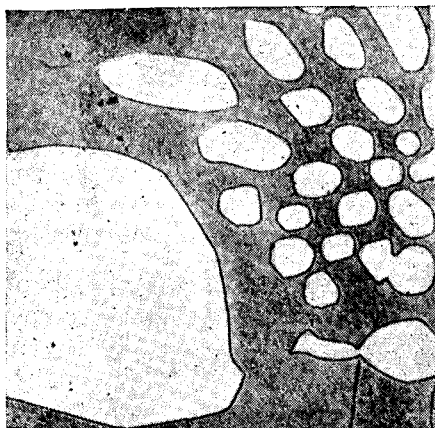
Фиг. 88. Этот материал состоит из графита (черные жилки), пластинчатого перлита и светлой составляющей. Чтобы установить, состоит ли последняя из феррита или цементита, шлиф был поцарапан стальной иглой, которая не оставляет следов на цементите.

При проявлении структуры цементит, вследствие своей твердости и стойкости, рельефно выступает над плоскостью шлифа и кажется бесцветно-блестящим. Чтобы простейшим способом отличить цементит от феррита, достаточно царапнуть по протравленному шлифу стальной иглой, которая не оставит следа на цементите, в то время как все остальные структурные составляющие будут иметь царапины (пример — фиг. 88). Только травление пикратом натрия окрашивает цементит в цвета от коричневого до черно-коричневого (фиг. 89), остальные же структурные составляющие не поддаются действию пикрата. Этот метод очень ценен для того, чтобы доказать с достовер-

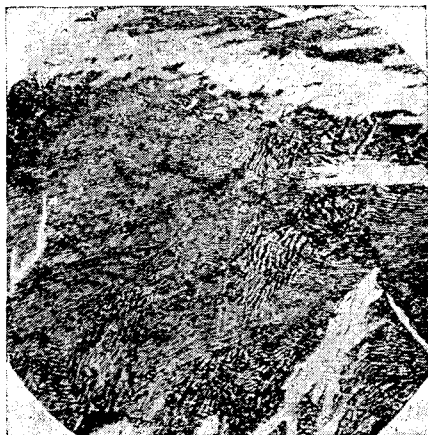
ностью присутствие цементита в сомнительных случаях. Если толщина пластины цементита меньше 0,001 мм, то пикрат натрия не действует на нее. Следовательно, если перлит очень тонок, он не окрашивается пикратом натрия — явление, не имеющее еще убедительного объяснения.

Перлит

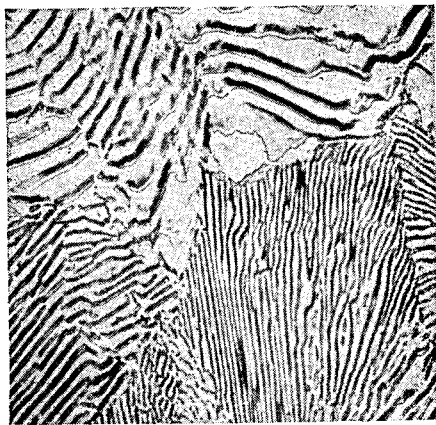
Перлит — эвтектоид, состоящий из тесной механической смеси цементита и феррита. Перлит, как таковой, появляется всегда, если охлаждение взятой пробы металла проходит достаточно медленно для того, чтобы состоялось пространственное разделение обеих составных частей. Если обе составные части перлита выделяются в виде полосок (на шлифе), то перлит называют пластинчатым, или полосчатым



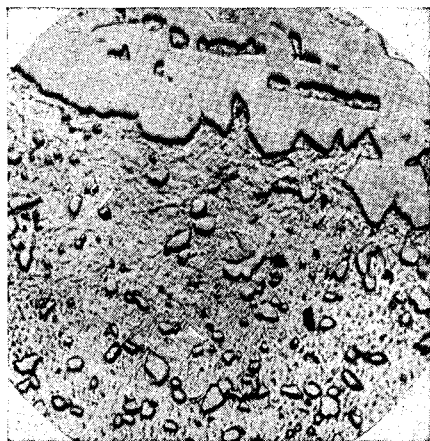
Пикрат натрия ×500
 Фиг. 89. Железо-углеродистый сплав
 с 3,6% С. Цементит кажется темным.



Пикриновая кислота ×400
 Фиг. 90. Цементит (светлый) + перлит
 (пластинчатый).



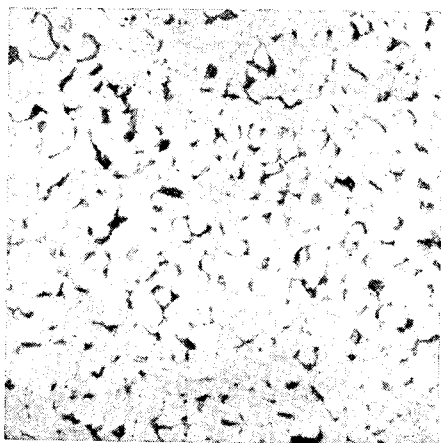
Пикриновая кислота ×500
 Фиг. 91. Пластинчатый перлит.



Пикриновая кислота 750
 Фиг. 92. Зернистый перлит и свободный
 цементит.

перлитом (фиг. 91), в противоположность зернистому или глобулярному перлиту (фиг. 92). Зернистый перлит образуется тогда, когда закаленный выше A_1 сплав железо-углерод отпускается при 700° [(или если подвергнуть пластинчатый перлит продолжительному нагреванию при температуре около 700° .)] — *Прим. ред.*].

Чем больше приближается цементит к сферической форме, тем меньше, следовательно, поверхность зернышка данного веса. Поскольку скорость растворения цементита при нагревании возрастает в тем большей степени, чем больше поверхность соприкосновения растворяющихся веществ, постольку глобулярный цементит, в общем, медленнее переходит в твердый раствор, чем пластинчатый. Поэтому при тепловой обработке стали с глобулярным цементитом необходимо не забывать об этом (давая большую выдержку при нагревании).



Пикриновая кислота × 100
Фиг. 93. Железо-углеродистый сплав с $0,08\%$ С. Феррит — светлый; перлит — темный.



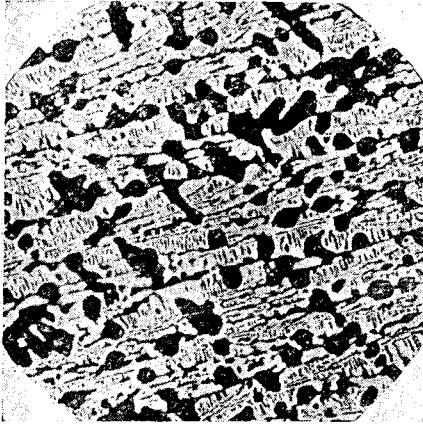
Пикриновая кислота × 750
Фиг. 94. Островки перлита из фиг. 93.

Невооруженному глазу перлитовый шлиф представляется в виде отливающей перламутром плоскостью, откуда и произошло название перлит. Сорби назвал его перламутроподобной составляющей. Причины, вызывающие специфическое мерцание у перламутра, сообщают и перлиту перламутровый блеск. У обоих мелкие тесно расположенные пластинки действуют как решетка: явление интерференции при этом сообщает перлиту своеобразный световой эффект.

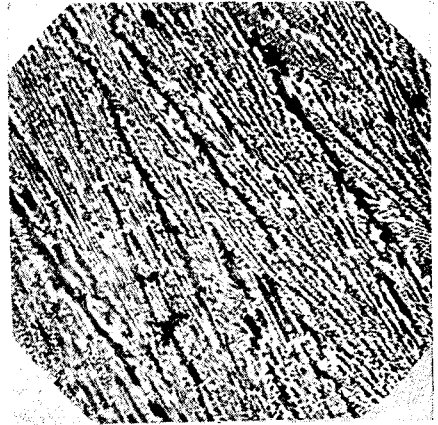
В зависимости от скорости охлаждения пластинки цементита в перлите более или менее пространственно отделены друг от друга; чем быстрее охлаждение, тем ближе они друг к другу, пока, наконец, даже и при очень сильном увеличении нельзя различить отдельных пластинок (ср. сорбит). В технических сортах железа, где обычно пользуются малыми увеличениями, перлит наблюдается в виде темных участков, которые при сильном увеличении расшифровываются, как пластинчатый перлит (фиг. 93 и 94).

Ледебурит

Ледебурит проявляется в обыкновенных железо-углеродистых сплавах не обязательно как смесь аустенита и цементита, так как первый, даже при быстром охлаждении претерпевает, по крайней мере, частичное разложение. Первоначальный рисунок структуры при этом не изменяется, только на месте аустенита, в зависимости от скорости охлаждения, наблюдается либо смесь мартенсита и аустенита, либо переходные формы аустенита в перлит (либо перлит + цементит,



Пикриновая кислота $\times 50$
Фиг. 95. Ледебурит + перлит (темный) в елочном расположении первичных кристаллов твердого раствора.



Пикриновая кислота $\times 50$
Фиг. 96. Ледебурит (цементит — белый). Железо-углеродистый сплав с $4,2\% \text{ C}$.

выделившийся по линии *SE* — так называемый вторичный цементит)¹. Пример ледебурита в смеси с первичными кристаллами твердого раствора дан на фиг. 95.

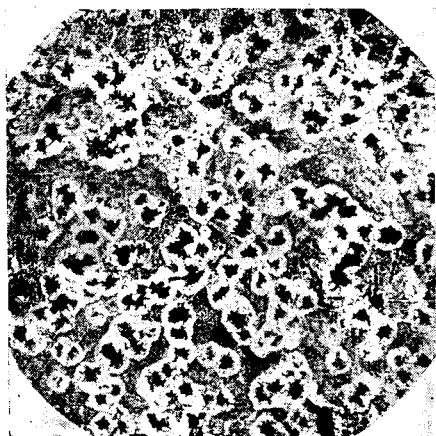
Графит, углерод отжига

Графит образует тонкие листочки внутри массы металла. Так как его отражательная способность значительно меньше, чем у окружающей металлической массы в полированном состоянии, целесообразнее наблюдать его распределение в структуре на непротравленном шлифе. На протравленном шлифе он кажется черным или серым. Характерные структуры приведены на фиг. 84 и 85.

Углерод отжига отличается от графита тем, что он выделяется не в виде пластинок, а в виде точек или неправильной формы пятен.

¹ При обычных скоростях охлаждения чугунов, не содержащих графита (так называемых белых), аустенит обыкновенно претерпевает перлитное превращение с образованием вторичного цементита, различного на шлифе при больших увеличениях. Аустенит и близкие к нему формы фиксируются более энергичным охлаждением от температуры затвердевания. — *Ред.*

Явления образования углерода отжига могут быть объяснены опытами Вюста (Wüst) (фиг. 96—98). На фиг. 96 представлена структура ледебурита, причем белые части соответствуют карбиду железа, темные — кристаллам твердого раствора. При 50-часовом нагреве в безвоздушном пространстве при 980° и медленном охлаждении сплав будет иметь структуру, представленную на фиг. 97—98. Черные, видимые уже на непротравленном шлифе островки — углерод отжига, непосредственно окруженные ферритом (светлый). Железо и углерод являются продуктами разложения цементита и должны поэтому



Пикриновая кислота × 50

Фиг. 97. Материал фиг. 96, после 50-часового отжига при 980°. Углерод отжига — черный. Феррит — светлые участки вокруг углерода отжига. Перлит — серая промежуточная масса.

Пикриновая кислота × 500

Фиг. 98. Деталь фиг. 97.

находится в непосредственной близости друг с другом. Видимая серая масса (фиг. 97) при большом увеличении расшифровывается как перлит. Раньше (да и теперь) углерод отжига называли часто аморфным углеродом, в противоположность кристаллическому графиту. Исследования Вебера (Weber) однако показали, что оба вида углерода — кристаллические и отличаются друг от друга только размерами элементарных кристалликов.

Аустенит

Чистый аустенит в чистых железо-углеродистых сплавах не наблюдается, так как хотя бы часть твердого раствора претерпевает при закалке разложение. Однако, можно получить смесь аустенита с каким-либо из продуктов превращения аустенит → перлит, если железо-углеродистый сплав с содержанием около 1,5% углерода закалить от температуры выше 1100° в ледяной воде. Структура обработанного подобным образом материала после травления пикриновой кислотой

имеет вид, представленный на фиг. 99 и 100. Светлая основная масса, которая окрашивается кислотой в чуть желтоватый цвет, представляет собой аустенит. Он пронизан темными ланцетовидными кристаллами продукта превращения — мартенсита, пересекающимися под острыми углами. Однако не во всех случаях удается различить аустенит и переходные структуры при действии протравы — трудность, на которую указал еще Лешателье (10). На фиг. 101 дана структура подобного сплава, у которого действие протравы вызвало картину, обратную фиг. 99 и 100. Последние, однако, следует признать истинной закономерной картиной.

Мартенсит

Если закалить образец железоуглеродистого сплава с содержанием около 0,9% С (в форме тонкой пластинки) при 750° в ледяной воде, то образуется структурная составляющая, названная Осмондом в честь Мартенса мартенситом. Строение этой составляющей проявляется спиртовым раствором пикриновой или соляной кислот. При этом обнаруживается легкое желтое окрашивание и одновременно выступает система игл, которые проходят параллельно сторонам равнобедренного треугольника, как это видно на фиг. 102 и 103.

Если сталь закалена при более высокой температуре, то наряду с иглами проявляются линии границ зерен мартенсита многоугольной формы. Последние тем крупнее, чем выше температура закалки. Исследованиями Ганемана (2) установлено, что величина зерен мартенсита совпадает с величиной зерен аустенита, из которых состоит твердый раствор в момент закалки. Так как с величиной зерна растет хрупкость стали, то при закалке необходимо обращать внимание на правильность нагрева. Мартенсит характеризуется большой твердостью, которая возрастает с содержанием углерода. Тончайшего сложения мартенсит при определенных условиях называется также гартенитом. Однако это название мало употребительно.

Исследованиями Шевнара (Chevenard) установлено, что образование мартенсита при охлаждении стали связано с тепловым эффектом при температуре около 300°.

Троостит

Если образец стали закалить во время температурной остановки A_{T_1} или если в момент закалки в образце имеется нерастворившийся



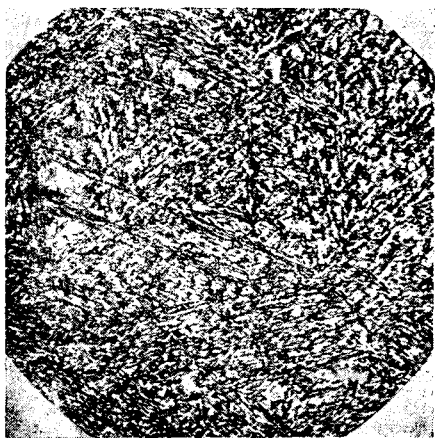
Пикриновая кислота × 50
Фиг. 99. Аустенит (светлый) + переходная структура (темная); последняя, часто обозначается как мартенсит.



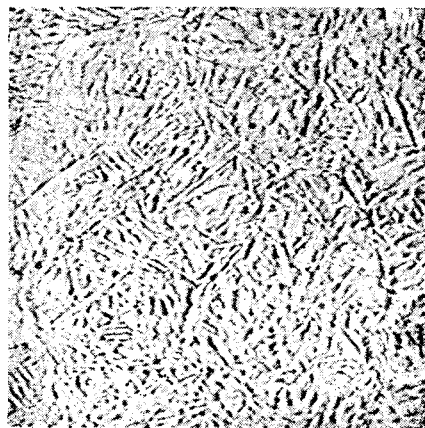
Пикриновая кислота $\times 400$
 Фиг. 100. То же, что на фиг. 99. Внутри темной структурной составляющей видны прожилки. При отпуске здесь отлагается цементит.



Пикриновая кислота $\times 400$
 Фиг. 101. Действие протравы, обратное показанному на фигурах 99 и 100.



Пикриновая кислота $\times 300$
 Фиг. 102. Мартенсит. Железо-углеродистый сплав с $0,5\%$ С, закаленный при 950° в воде.



Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 103. Мартенсит. Железо-углеродистый сплав с $0,9\%$ С, закаленный при 750° .

еще цементит, то в непосредственном окружении цементита возникает составляющая, которая очень легко и интенсивно окрашивается травителями. Она названа Осмондом трооститом. В своих первых открытиях Осмонд (2) обнаружил эту составляющую с большим трудом. На основании наблюдения теплового расширения стали Лешатель объясняет образование троостита следующим образом: по окончании превращения A_{c_1} цементит находится в твердом растворе. Растворение протекает в две фазы, которые легко можно проследить, наблюдая расширение во время нагревания. Как только достигнута точка A_{c_1} , сплав внезапно сжимается, после чего сейчас же наступает значительное увеличение объема, равное приблизительно 0,1%. При закалке пробы в момент самого начала сжатия вся масса состоит еще из перлита. (Лешатель пользовался при этих опытах эвтектидной сталью с 0,9% углерода). Закаленная в момент максимального уменьшения объема проба состоит только из троостита с малым количеством перлита и мартенсита. Чистый мартенсит образуется при тех условиях, когда образец в момент закалки снова принял первоначальный объем.

По исследованиям Осмонда (2), троостит возникает в тех случаях, когда действие закалки не было достаточно энергичным для того, чтобы дать чистый мартенсит. Бенедикс (1) точнее определил эти условия, при чем он установил время, необходимое образцу для охлаждения. Он нашел, что в стали с 1% углерода можно получить чистый троостит, если образец охлаждать медленно с 740 до 725° и затем закалить его таким образом, чтобы время, необходимое образцу для охлаждения с 700 до 100°, равнялось 9,5 секундам. Если образец так мал, что он слишком быстро охлаждается при погружении в воду, то скорость охлаждения можно регулировать обматыванием образца железной проволокой.

Троостит имеет такой же удельный вес, как перлит, при чем в материале, который состоит только из троостита, теплота превращения аустенит → перлит освобождена. По мнению А. Шрадер (A. Schrader), троостит представляет самую тонкую форму распределения цементита и феррита, едва различимую при очень больших увеличениях микроскопа. Образование троостита связано также с соответствующим образованием перлита тепловым эффектом при 600°. Далее, троостит показывает при 210° аномалию цементита такой же величины, как и перлит.



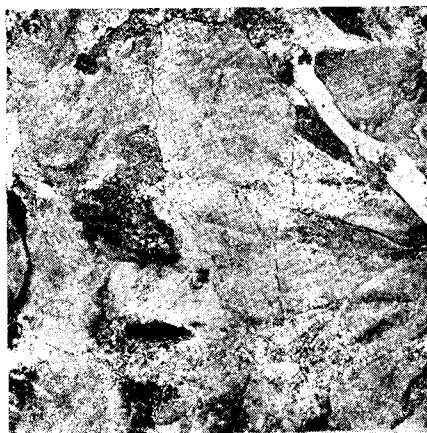
Пикриновая кислота × 50
Фиг. 104. Закаленный железо-углеродистый сплав с 3,6% С. Белые поля — цементит. Черные узелки — троостит. Основа — смесь аустенита и мартенсита (ср. фиг. 105).

Под микроскопом троостит имеет вид округлых выделений, которые окрашиваются пикриновой кислотой, иодом и т. д. в цвета от коричневого до серо-коричневого. Так как чистый троостит имеет вид сплошной темной массы, то для его изображения выбраны примеры, где он находится в смеси с другими структурными составляющими (см. фиг. 104 и 105).

Другие промежуточные стадии процесса превращения аустенит → перлит: сорбит и осмондит₂ — названия, введенные Осмондом (2) и Гейном (3).



Пикриновая кислота × 500
Фиг. 105. Деталь фиг. 104.



Пикриновая кислота × 200
Фиг. 106. Сорбит, сверху — отдельные белые участки феррита.

Определение их по предложению Комитета по материалам Союза Германских Metallургов дается ниже:

Сорбит. — Почти неразличимая структура перлита с переменным содержанием углерода. Первоначальные, более светлые продукты распада троостита (фиг. 106).

Осмондит. — Назван Гейном в честь Осмонда. Продукт отпуска мартенсита при 400°; характеризуется максимальной растворимостью в серной кислоте.

2. Железо-марганец

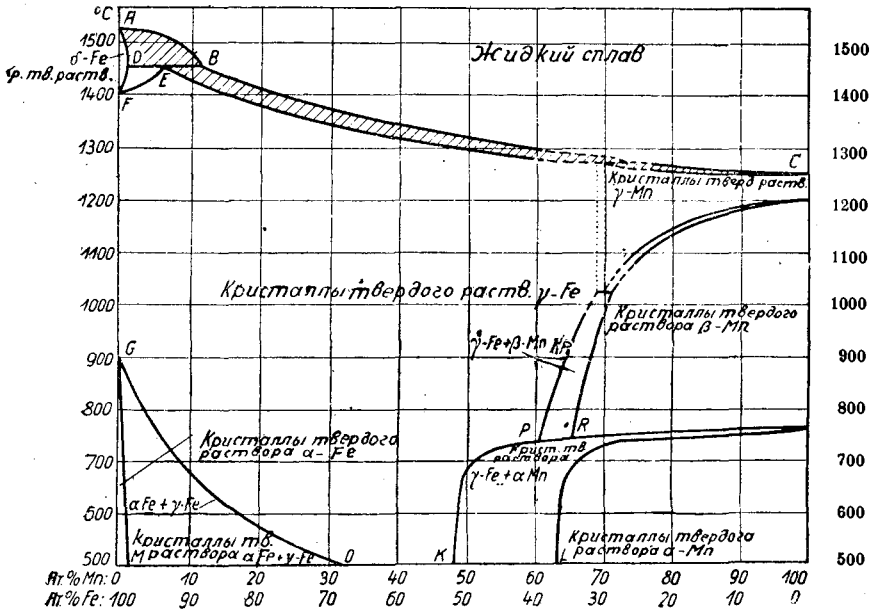
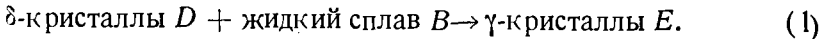
На фиг. 107 изображена диаграмма состояния сплавов железо-марганец, построенная на основании исследований Рюмелина (Rümelin) и Фика (Fick) и рентгенографических исследований Эмана (Oehman). В жидком состоянии оба металла растворяются друг в друге в любых пропорциях.

Линия начала затвердевания состоит из двух ветвей AB и BC , линия конца затвердевания — из трех AD , DE и EC .

Ход затвердевания

Содержание марганца 0—2% (от А до D). Из жидкого сплава состава АВ выделяются кристаллы твердого раствора δ состава AD.

Содержание марганца 2—5% (от D до E). Из жидкого сплава состава АВ выделяются сначала кристаллы твердого раствора δ состава AD. Когда температура понизилась до 1451°, то при постоянной температуре кристаллы твердого раствора δ реагируют с жидкой частью сплава В с образованием кристаллов E твердого раствора γ.



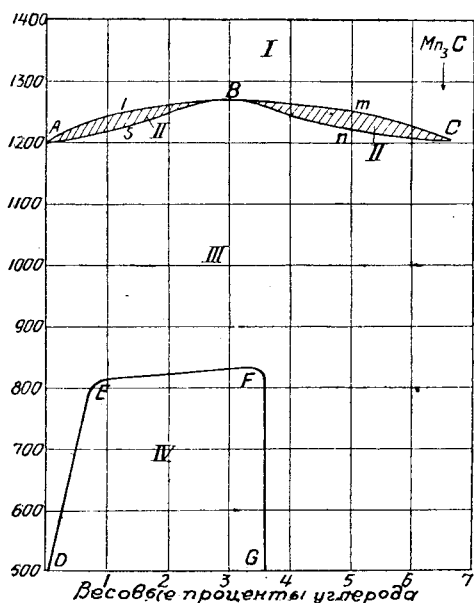
Фиг. 107. Железо-марганец.

При этой реакции полностью расходуется жидкая часть сплава. Содержание марганца 5—12% (от E до B). Сначала затвердевание происходит так же, как и у предыдущей группы, но по окончании реакции (1) остается еще жидкий сплав, который затвердевает по линии ЕС.

Содержание марганца 12—100% (от B до C). Из жидкого сплава ВС выделяются кристаллы твердого раствора γ состава ЕС.

Превращения. Марганец, подобно железу, претерпевает в твердом состоянии превращения, связанные с изменением кристаллической решетки. Несколько ниже точки плавления марганец, по Эману, переходит в γ-модификацию, которая при 1191° переходит в β-модификацию. При 742° β-марганец переходит в α-марганец. Марганец во всех своих модификациях обладает способностью растворять железо, и, с другой стороны, железо во всех своих видах способно образовыв-

вать твердые растворы с марганцем. Но в действительности непрерывный ряд твердых растворов образуется только при высоких температурах между γ -железом и γ -марганцем; однако, не исключена возможность существования небольшого разрыва в растворимости (пунктир на фиг. 107), приблизительно при 70% Мп. Растворимость железа в β -марганце растет с понижением температуры примерно до 35% при 730°. На растворимость железа в α -марганце температура влияет в незначительной степени — она равна при 500° около 37%. Между областями твердых растворов β - и α -марганца и областью кристаллов



Фиг. 108. Марганец-углерод.

γ -железа существуют разрывы в растворимости ($P-R$ и $K-L$ на фиг. 107). Вблизи линии железа на диаграмме происходят следующие превращения:

Кристаллы твердого раствора δ , выделяющиеся в области концентрации от 0 до 2% марганца ($A-D$), превращаются в кристаллы твердого раствора γ , при чем из δ -кристаллов DF образуются γ -кристаллы EF . Точка превращения A_3 чистого железа, по данным многих авторов, значительно понижается присадками марганца; следовательно, марганец увеличивает γ -область точно так же, как и углерод. Вопреки термическим исследованиям Дежена (Dejean), а также Эссера и

Обергоффера (Esser и Oberhoffer), которые установили уже при 14—17% понижение A_3 до комнатной температуры, рентгеновские исследования Эмана указывают на значительный сдвиг линии превращения в сторону марганца (GO на фиг. 107.) Линию превращения можно проследить только приблизительно до 500°. Растворимость марганца в α -железе очень незначительна; между областями существования α - и γ -кристаллов существует поэтому обширная область двух фаз (GMO).

Структура. Подробных исследований структуры сплавов железо-марганец до сих пор нет.

Марганец-углерод

На фиг. 108 дана диаграмма состояния сплавов марганец-углерод до концентрации карбида марганца Mn_3C , по Штаделеру (Stadeler).

Линия начала затвердевания $AlBmC$ имеет максимум в B (3% C, 1271°). $AsBnC$ — линия конца затвердевания. Непосредственно после

затвердевания все сплавы углерод-марганец состоят из твердого раствора марганца и карбида марганца.

Превращения сплавов марганец-углерод изображаются линией *DEFG*. На основании выводов, сделанных при исследовании структуры, в твердом состоянии, существует разрыв в растворимости, который увеличивается с понижением температуры и при обычной температуре распространяется от 0,05 до 3,6% углерода.

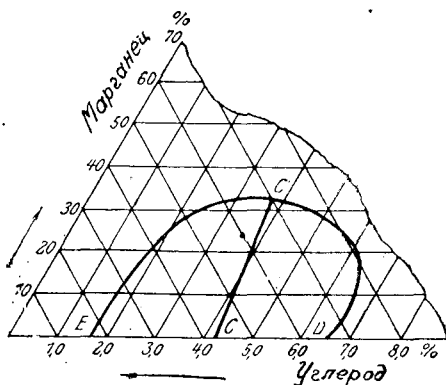
Области состояния диаграммы:

- I. Выше *AlBmC*: жидкий сплав.
- II. *AlBmCnBsA*: кристаллы твердого раствора + жидкий сплав.
- III. *AsBnCGFED*: кристаллы твердого раствора.
- IV. Ниже *EFGD*: кристаллы *ED* + кристаллы *FG*.

Структура. Сплавы марганец-углерод, закаленные выше линии превращения, состоят только из одной структурной составляющей, имеющей вид полигональных зерен. Эти зерна имеют большую тенденцию к образованию двойниковых кристаллов.

Железо-марганец-углерод

На фиг. 109 представлена часть тройной диаграммы системы железо-марганец-углерод по Вюсту (6) и Геренсу (1). Все сплавы, лежащие вне области *EC'D*, состоят из кристаллов тройного твердого раствора. Слева от отрезка кривой *EC'*, идущего параллельно стороне железо-марганец, расположены применяемые на практике сорта сплавов железо-марганец-углерод.



Фиг. 109. Часть диаграммы тройного сплава железо-марганец-углерод (Вюст, Геренс).

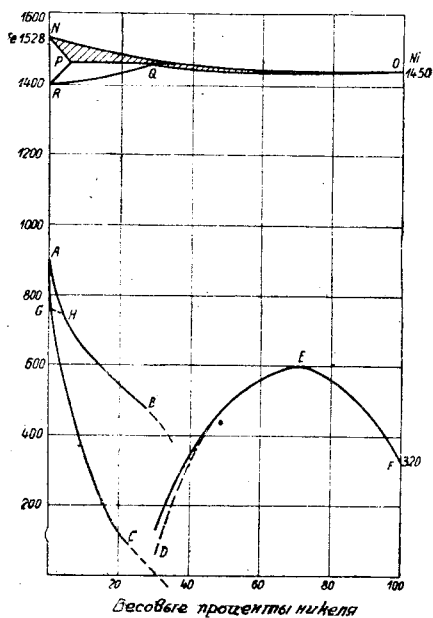
На образование графита марганец производит особое действие. По Вюсту и Мейсснеру (Meißner), марганец при содержании до 2,5% способствует разложению цементита, при большем же содержании настолько сильно замедляет его, что при обычных условиях графитообразование не имеет места даже в эвтектических жидких сплавах.

К элементам, которые оказывают на превращения δ/γ и γ/α такое же влияние, как и углерод, т. е. более или менее расширяют γ -область, относится, кроме марганца, еще и ряд других, из которых здесь будут приведены только технически наиболее важные.

3. Железо-никель

На фиг. 110а изображена диаграмма состояния сплавов железо-никель по исследованиям Руэра и Шюца, Шевнара (2), Д. Гансона и Г. Гансона, Д. Гансона и Фримана, а также Фогеля (2) (Ruer и. Schüz, Chevenard, D. Hanson, и H. Hanson, D. Hanson и Freeman, Vogel).

Оба металла обладают в жидком состоянии неограниченной растворимостью друг в друге. Явления затвердевания прстекают подобно т.му, как в системе железо-марганец. На превращение δ/γ (линия PR и QR) и на превращение γ/α никель влияет точно так же, как углерод и марганец. При этом еще до сих пор не вполне выяснены протяженность δ -области и разрыв в растворимости PQ ; принятый по Фогелю (2) на фиг. 110а разрыв в растворимости от 6 до 30% Ni по данным Д. Гансона



Фиг. 110а. Железо-никель.

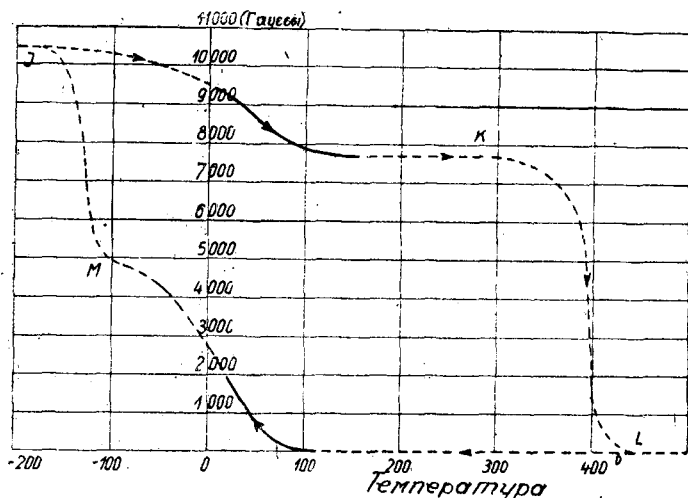
и Фримана, Казе, Беннека и Шафмайстера (D. Hanson, Freeman, Kasé, Bennek и. Schafmeister) лежит в значительно более узких пределах. В настоящее время еще не существует вполне отчетливого объяснения нижней части диаграммы. Присадки никеля понижают температуру превращения железа A_3 , причем при охлаждении значительно сильнее, чем при нагревании.

Кривая AB на фиг. 110а может быть принята в качестве линии A_{c3} , кривая AC — линии A_{r3} (так называемое необратимое превращение). Магнитное превращение (GH) при нагревании должно было совпадать, начиная приблизительно от H , с α/γ превращением (AB), при охлаждении оно наступает, за исключением сплавов с незначительной концентрацией Ni, одновременно с A_{r3} (AC). Из отдельных

наблюдений можно заключить, что кривые должны продолжаться так, как показывает пунктир, и только потому не наблюдаются дальше, что сплавы с содержанием никеля выше B должны быть охлаждены ниже 0° , прежде чем наступит γ/α превращение и связанный с ним переход из немагнитного состояния в магнитное. Но при охлаждении, естественно, сначала необходимо пройти A_{r3} и достигнуть α -состояния, чтобы можно было затем наблюдать обратное превращение α в γ (A_{c3}).

Кривая DEF отвечает магнитному превращению богатых Ni сплавов, которое при нагревании и охлаждении протекает почти одинаково (обратимое превращение). Вторая ветвь кривой, обозначенная пунктиром, показывает (в D), что превращение происходит в определенном температурном интервале. Многие наблюдения говорят о том, что ветви кривой AB , AC и ED пересекаются, и в сплаве с содержанием Ni примерно 30% может появиться гетерогенная область. Так, например, сталь с 0,20% C, 0,1% Si, 0,5% Mn, 29,2% Ni, по неопубликованным опытам Штебляйна (Stablein), проявляет следующие магнитные свойства в зависимости от температуры (схе-

матически изображено на фиг. 110б). Послековки сталь охлаждается, начиная от *L* и проходит по кривой *LM* до комнатной температуры, при чем достигает магнитного насыщения, равного приблизительно 2000 гауссам. При дальнейшем охлаждении, примерно до *M*, насыщение растет еще больше. Это превращение обратимо, т. е. при нагревании после охлаждения до *M*, сталь теряет свой магнетизм по той же кривой. Это магнитное превращение соответствует на диаграмме (фиг. 110а), переходу через кривую *DE*. При переходе через температуру



Фиг. 110б. Кривая намагничивания никелевой стали с 0,2% С; 29,2% Ni.

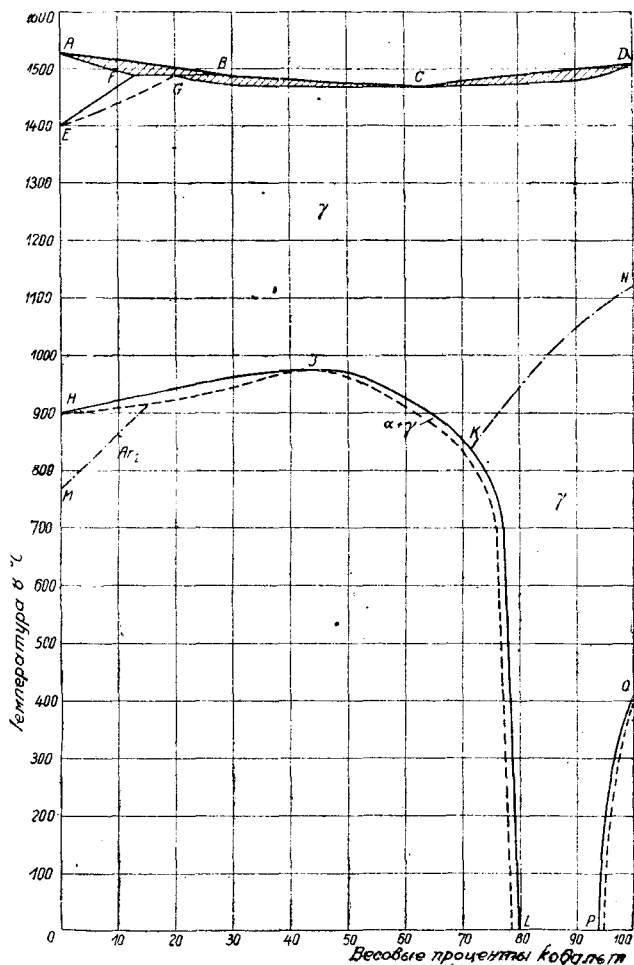
точки *M* (фиг. 110б) приблизительно до *J* (при охлаждении) наступает необратимое превращение (соответственно кривой *AC* на фиг. 110а). При последующем нагревании, начиная от *J*, намагничивание идет по кривой *JK*; интервал между -50° до $+100^{\circ}$ снова соответствует ветви *ED* на фиг. 110а. В том случае, если температура не поднимается до точки *K*, кривая *KJ* пойдет точно так же. Но как только точка *K* будет пройдена, совершенно исчезает способность намагничивания и наступит превращение *As*₃ (кривая *AB*) согласно фиг. 110а. При этом снова будет достигнуто исходное состояние.

Структура. Все сплавы железо-никель состоят из кристаллов твердого раствора, которые образуются либо в виде магнитного феррита, либо немагнитного аустенита.

4. Железо-кобальт

На фиг. 111 дана диаграмма состояния сплавов железо-кобальт по исследованиям Руэра, Канеко и Мазумото (Kaneko и Masumoto). В жидком состоянии оба металла обладают неограниченной растворимостью друг в друге. Линия начала затвердевания *ABCD* состоит

из двух ветвей AB и BCD , соответственно началу выделения кристаллов твердых растворов δ и γ . Ветвь BCD имеет минимум в C (между 60 и 70% Co ; 1475°). При 1493° жидкий сплав B (22% Co) находится в равновесии с кристаллами F твердого раствора δ (13,5% Co) и кристаллами G твердого раствора γ .



Фиг. 111. Железо-кобальт.

Во время охлаждения, при этой температуре сплав B , реагируя с δ -кристаллами F , дает γ -кристаллы G .

Кобальт влияет на превращение δ/γ точно так же, как углерод, марганец и никель. Во время охлаждения δ -кристаллы претерпевают превращение по EF в γ -кристаллы EG . Линия HJL соответствует температурам γ/α -превращения. Линия NK соответствует магнитному

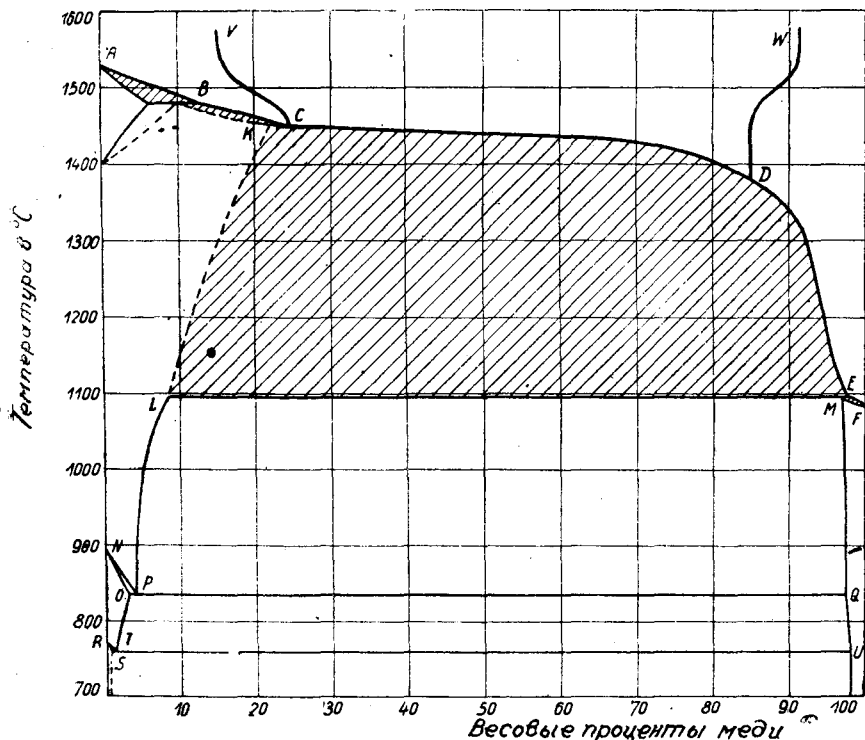
превращению кобальта. *OP* соответствует фазовому превращению кобальта, установленному Мазумото.

Для изображения тройной системы железо-кобальт-углерод имеются только частичные данные, которых недостаточно для построения полной тройной диаграммы. В кобальтовых сталях с 0,2% С перлитная точка по Дюма (Dumas) повышается с содержанием кобальта.

Технически очень важны режущие сплавы, известные под названием стеллита, перцита и др., которые состоят из кобальта и металлов группы хрома (хром, вольфрам, молибден) и имеют широкое применение вследствие большой твердости и сопротивления износу. Постоянные магниты из хромо-вольфрамовой стали с присадкой 30—40% Со обладают наивысшей из достигнутых до сих пор коэрцитивной силой и постоянством остаточного магнетизма (Хонда).

5. Железо-медь

Приведенная на фиг. 112 согласно исследованиям Руэра и Фика, а также Руэра и Ф. Геренса (3) диаграмма состояния сплавов железо-

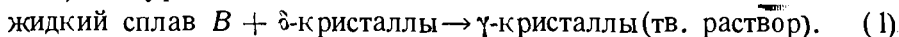


Фиг. 112. Железо-медь.

медь указывает на ограниченную смешиваемость (растворимость) железа и меди в жидком состоянии.

Линия начала затвердевания состоит из пяти ветвей AB , BC , CD , DE и EF . По линии AB из жидкого сплава выделяются кристаллы твердого раствора δ .

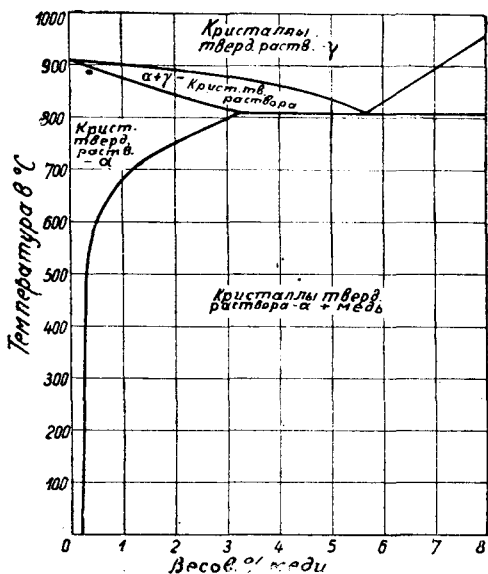
При 1475° жидкий сплав B (13% Si) реагирует с δ -кристаллами (5% Si) по уравнению:



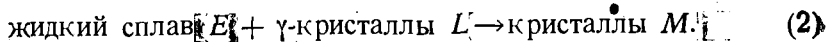
Вдоль ветви BC выделяются γ -кристаллы. При 1440° наступает разрыв в растворимости в жидком состоянии, который простирается от C (26% Si) до D (71% Si).

Все жидкие сплавы внутри этой области концентраций при 1440° разделяются на две жидкости, которые при условии достаточно медленного охлаждения располагаются слоями.

Ветвь DE соответствует началу выделения из жидкого сплава богатых железом кристаллов твердого раствора γ состава KL . EF соответствует кристаллизации из жидкого сплава богатых медью кристаллов твердого раствора MF . При температуре горизонталей LE (1094°) жидкий сплав E реагирует с богатыми железом γ -кристаллами L по уравнению:



Фиг. 113. Деталь фиг. 112.



Кристаллы M , богатые медью, содержат 3% железа.

Необходимо указать на особенности, наблюдающиеся при затвердевании сплава с 9—21% меди. Согласно диаграммы фиг. 112 затвердевание прекращается, как только выделятся последние кристаллы по BC . После того, как во время дальнейшего охлаждения будет пройдена линия KL , сплав достигает области диаграммы, в которой кристаллы KL находятся в равновесии с жидким сплавом DE . Отсюда вытекает необходимость в предположении, что в области $KDEL$ какая-то, может быть, незначительная часть сплава снова превращается в жидкость и окончательно затвердевает при 1094° . Превращения δ/γ происходят точно так же, как у системы железо-никель.

Растворимость Si в α -железе можно определить из фиг. 113, полученной на основании новейших исследований Бухгольца и Кестера (Buchholtz и Köster). Эта часть диаграммы Fe-Cu наиболее важна в техническом отношении. Стали, содержащие свыше 0,5% меди,

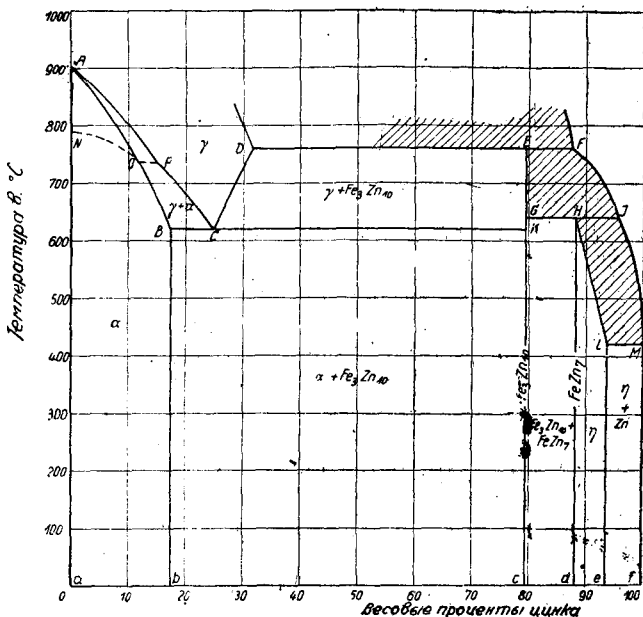
обнаружили после закалки при 800° и отпуске до 500° увеличение твердости, которое основано на выделении Си из пересыщенного медью α -железа.

Растворимость Си в α -железе равна при комнатной температуре до 600° приблизительно 0,4%, затем она растет с температурой. При 810° (температура эвтектичного превращения) растворимость равна 3,4%. При охлаждении из области γ -кристаллов твердого раствора образуются пересыщенные медью α -кристаллы по аналогии с углерод-мартенсит.

Структура. Структура сплавов медь-железо только тогда может быть связана с диаграммой, если предположить, что изменения структуры, вызванные превращением в твердом состоянии, неощутимы под микроскопом.

6. Железо-цинк

Диаграмма равновесия системы железо-цинк (фиг. 114) построена Юшики Огава и Такейро Мураками (Yoshiki Ogawa и Takejiro Mu-



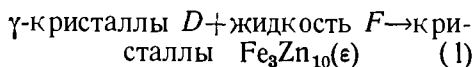
Фиг. 114: Железо-цинк.

гакапи). Правильность ее была подтверждена исследованиями с помощью рентгеновских лучей сплавов железо-цинк Атоми Озава и Юшики Огава (Атоми Озава). На стороне железа диаграмма плавкости не установлена детально вследствие наблюдающихся здесь трудностей при плавении. В общем диаграмма состояния системы Fe-Zn подбна

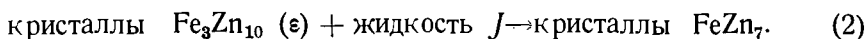
диаграмме Cu-Zn. При содержании Zn до 18% из твердого раствора выделяются кристаллы тв. раствора α (вдоль AB), в то время как остающийся γ -раствор изменяет свой состав по AC . У сплавов с 18—25% Zn выделяются первичные кристаллы твердого раствора α (AB), остаток кристаллов γ распадается при 620° на эвтектоид C , содержащий 25% Zn и состоящий из насыщенных кристаллов твердого раствора α (B) и соединения Fe_3Zn_{10} с 79% Zn (K). Соответственно из сплавов с содержанием Zn между C и D выделяются кристаллы Fe_3Zn_{10} и эвтектоид C .

Пунктирная линия NOP изображает магнитное превращение кристаллов α ; с повышением содержания цинка внутри области кристаллов α она падает и, начиная с O , идет горизонтально.

При содержании Zn от D до F из сплавов выделяются γ -кристаллы, которые, достигнув горизонта DEF ; реагируют с жидкостью, образуя соединение Fe_3Zn_{10} по перитектической реакции (1):



Из сплавов с содержанием Zn от F до J образуются первичные кристаллы Fe_3Zn_{10} , из которых при GHJ образуется, также в процессе перитектической реакции,



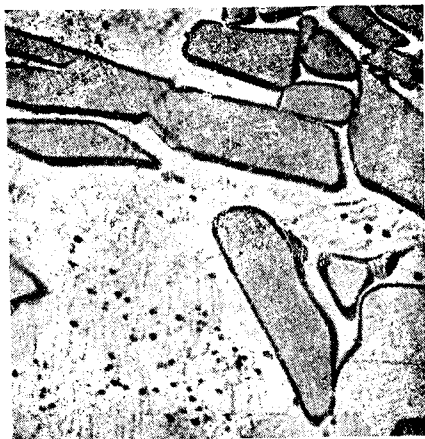
Соединение $FeZn_7$ образует в свою очередь с Zn кристаллы (η), в которых максимальная концентрация цинка определяется точкой L .

В твердом состоянии цинк не растворяет железа. Вероятно, насыщенные η -кристаллы L образуют с Zn эвтектику, концентрация которой так близка к 100% Zn, что эвтектического понижения точки плавления доказать нельзя.

Самая низкая температурная остановка с содержанием Fe меньше 7,5% совпадает всегда с температурой плавления цинка.

Структура. Если цинк содержит незначительные количества железа, то появляются белые η -кристаллики, которые имеют на шлифе вид колоннок и параллелограммов. На фиг. 115 приведена структура сплава железо-цинк с содержанием железа примерно 4%. η -кристаллики составляют главную часть «твердого цинка», который оседает на дне цинковальной ванны при приготовлении гальванически оцинкованного железа.

Сплавы железо-цинк являются промежуточными при изготовлении дельта-металла.

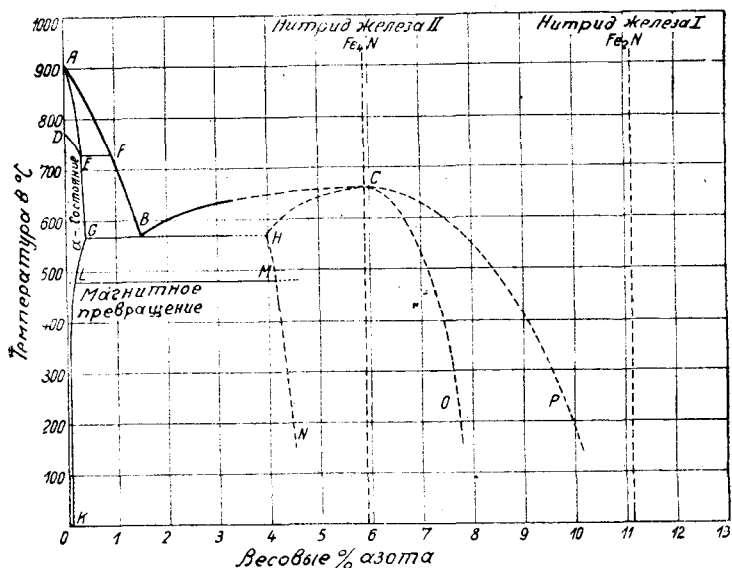


Разведенная соляная кислота $\times 80$
Фиг. 115. Железо-цинковый сплав с 4% железа.

ции, второе соединение $FeZn_7$ с 88% Zn:

7. Железо-азот

Расплавленное железо поглощает лишь очень малые количества азота, по Штраусу (Strauss) (1) не свыше 0,04 весовых процентов. Диаграмма состояния железо-азот характеризуется поэтому отсутствием кривых плавления и затвердевания. Однако при нагревании железа в аммиаке между 600 и 800° удается довести содержание азота до 11,1%, что соответствует нитриду железа Fe_2N . Наряду с этим нитридом, устойчивым приблизительно до 440°, Фри (Fry) (2) помощью термического разложения в вакууме и магнитного метода исследования обнаружил второй нитрид Fe_4N с 5,9% N_2 , устойчивый приблизительно до 500°.



Фиг. 116. Железо-азот.

По исследованиям С. Эпштейна (S. Epstein), возможно образование третьего нитрида — Fe_3N , приблизительно с 4% N_2 .

Диаграмма состояния сплавов железо-азот (по Фри) изображена на фиг. 116. Представленные на диаграмме кривые равновесия найдены им при помощи металлографического исследования и химического анализа. Термический анализ не дает отчетливых результатов, так как неоднородный состав нитрированных проб при значительной трудности изоляции отдельных элементов структуры затрудняет выявление термического эффекта.

Фазовые изменения сплавов железо-азот при нагревании или охлаждении можно объяснить на основании диаграммы Фри следующим образом.

Линия $AFBCSP$ отделяет область гомогенных кристаллов твердого раствора γ от гетерогенной смеси двух фаз.

Линия *AFB* соответствует началу кристаллизации твердого раствора, насыщение которого N_2 определяется линией *AEG*.

Линия *CB* — начало выделения кристаллов твердого раствора железа в Fe_4N ; концентрация выделяющихся кристаллов изменяется с изменением температуры по *CH*.

Линия *CP*. По этой кривой равновесия выделяется твердый раствор Fe_2N в Fe_4N , *CO* определяет зависимость концентрации выделяющихся кристаллов твердого раствора от температуры.

Линия *GBH* соответствует эвтектоидному превращению при 580° . Положение этой прямой определено тем экспериментально найденным явлением, что эвтектоид (браунит) появляется в структуре только при температурах нитрирования свыше 580° . Концентрация насыщения α -кристаллов *G* равна 0,5% N_2 .

Линия *GLK* характеризует способность α -кристаллов растворять Fe_4N с изменением температуры. Концентрация точки *K* с 0,015% N_2 определилась из того наблюдения, что только при концентрации N_2 , лежащей выше *K*, на шлифе появляются характерные иглы нитридов.

Линия *CHN* построена Фри помощью изучения структуры твердого раствора железа в Fe_4N .

Линия *DEF* — изменение начала магнитного превращения чистого железа при возрастающей концентрации азота.

Линия *LM* — магнитное превращение продукта разложения Fe_4N .

Нужно отметить, что линии равновесия, обозначенные на диаграмме состояниями пунктиром, не подтверждены экспериментально, а имеют более или менее гипотетический характер.

Структура. В железе, содержащем азот, наблюдается игольчатая структурная составляющая, которая при нагревании проявляется раньше феррита. Так, она кажется голубой, когда феррит имеет еще медно-красную окраску.

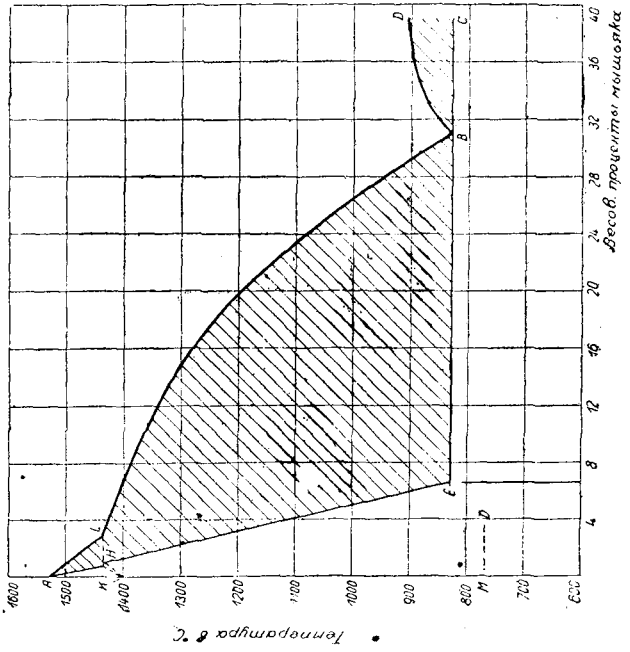
8. Железо-мышьяк

На фиг. 117 представлена диаграмма состояния сплавов железо-мышьяк по исследованиям Обергоффера и Галлашика (Gallaschick) (0—8% As) и Фридриха (Friedrich) (8—56% As). В жидком состоянии имеет место полная растворимость обоих металлов, в твердом состоянии железо растворяет около 6,8% As. При 30,3% As появляется эвтектика, состав которой точно еще не известен. Фридрих предполагает, что она состоит из насыщенных кристаллов твердого раствора с 6,8% As и соединения Fe_2As . На δ/γ -превращение железа мышьяк влияет, по видимому, аналогично углероду.

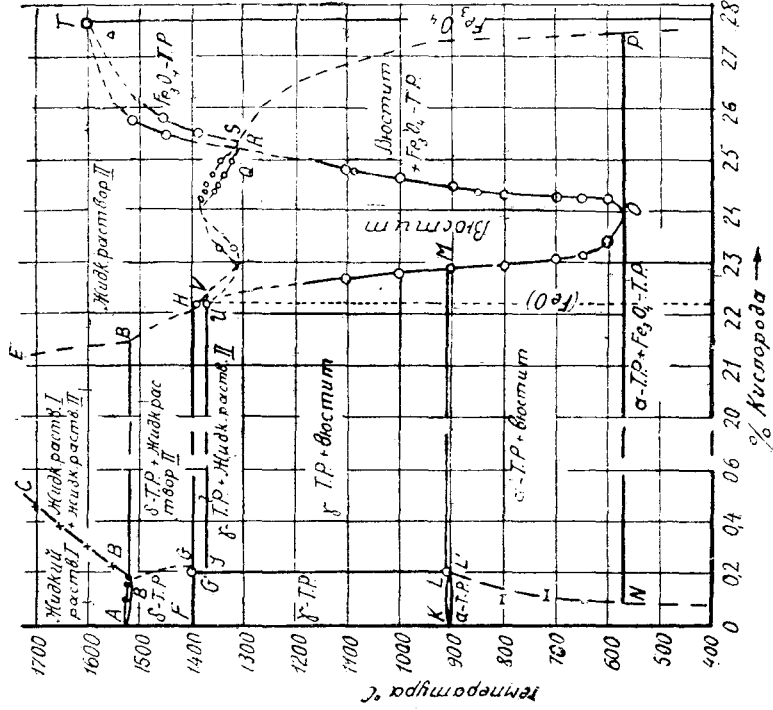
На основании имеющихся результатов исследования нельзя еще установить окончательной диаграммы.

9. Железо-кислород

Диаграмма состояния железо-кислород (фиг. 118) заново установлена Г. Шенком и Хенглером (H. Schenk и Hengler) на основании собственных, а также более ранних наблюдений. Некоторые линии, показанные пунктиром, требуют дальнейших исследований. Кислород



Фиг. 117. Железо-мышьяк.



Фиг. 118. Железо-кислород.

- Розенгайн — Лидтон
 Герда с сотрудниками
 Р. Шенк с сотрудниками
 Обергоффер Греблер
- Δ Руэр и Накамото
 □ Кольмефер
 | Кринге и Кеминнс
 ○ Г. Шенкс и Хеглер

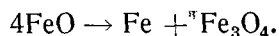
понижает точку плавления железа на несколько градусов. Способность жидкого металла поглощать кислород ограничивается линией *BC*, при переходе через которую появляется в качестве второй фазы жидкий раствор *II* состава *DE*.

Следовательно, в жидком состоянии существует разрыв в растворимости. При затвердевании железа, содержащего кислород, окисные включения располагаются подобно эвтектике (фиг. 119).

Растворимость кислорода в δ -железе еще не установлена; в γ -железе она равна по Г. Шенку и Хенглеру приблизительно 0,2%, в то время как Р. Шенк и Дингман (Dingmann) указывают приблизительно 0,4%. С увеличением содержания кислорода A_4 несколько понижается,

в то же время A_3 повышается приблизительно на 3°. Растворимость кислорода в α -железе с понижением температуры, повидимому, резко падает, доходя при комнатной температуре до ~ 0,035% [Виммер (Wimmer)].

Жидкий оксидный раствор *II* после затвердевания в области *UMOQ* состоит из гомогенных кристаллов твердого раствора FeO и Fe_3O_4 (вюстит), которые при понижении температуры медленно распадаются по линии *UMO* с разложением закиси железа по уравнению:

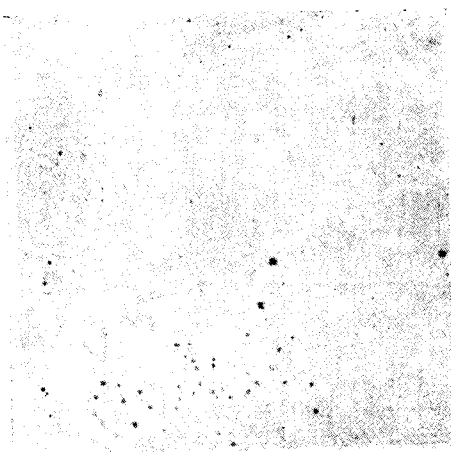


При температурах ниже 570° (*NOP*) этот процесс приводит к разрушению всего вюстита. Точно также неустойчива вследствие этого процесса распадения и чистая закись железа, которая плавится, разлагаясь, при 1370°.

Напротив, по Р. Шенку и Дингману представляется возможным метастабильный сдвиг кривой *UMO* настолько влево, что можно получить чистую закись железа, как конечный продукт метастабильного ряда кристаллов твердого раствора (вюстита).

Чистая закись железа по новейшим измерениям Кольмейера (Kohlmeier) плавится при 1600°. Способность закиси железа поглощаться твердым раствором, повидимому, определяется линией *TSP* (еще не достоверной).

Вследствие высокого давления разложения окиси железа, которая при высоких температурах частично переходит в закись-окись с отщеплением кислорода ($6Fe_2O_3 \rightarrow 4Fe_3O_4 + O_2$), точка ее плавления не может быть определена при нормальном давлении. Наблюденная Гильпертом и Кольмейером (Hilpert и Kohlmeier) точка плавления 1565° является, вероятно, по Бенедиксу и Лефквисту (Benedicks



Не протравлено

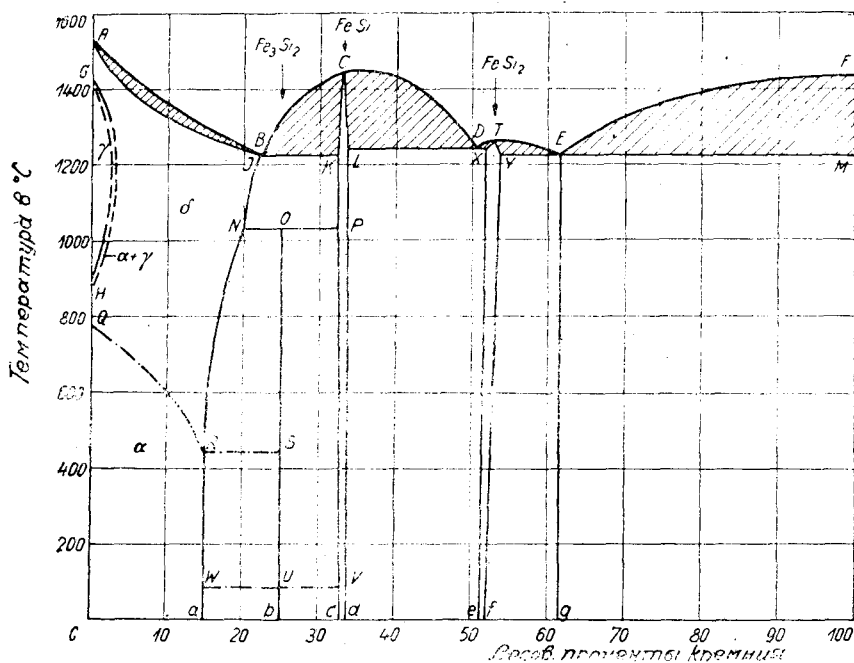
× 200

Фиг. 119. Эвтектика (?). Железо-закись-железо.

и Löfqvist) точкой разложения. Зосман и Хоштеттер (Sosman и Hostetter) на основании измерений давления разложения смесей Fe_2O_3 — Fe_3O_4 вывели заключение о полной смешиваемости обоих компонентов при 1100 — 1200° , однако Бенедикс и Лефквист, учитывая различие кристаллических структур Fe_3O_4 и Fe_2O_3 , предполагают существование разрыва в растворимости, увеличивающегося с понижением температуры.

10. Железо-кремний

На фиг. 120 представлена диаграмма состояния сплавов железо-кремний, составленная преимущественно на основании исследований



Фиг. 120. Железо-кремний.

Гюртлера и Таммана (2), Гонтермана (Gontermann) (2), Мураками (2), а также Эссера и Обергоффера (1).

Затвердевание и плавление

Линия начала затвердевания состоит из ветвей AB , BCD , DE и EF . По линии AB из жидкого сплава выделяются кристаллы твердого раствора δ (α). Максимум C (33,7% Si, 1440°C) соответствует соединению FeSi , максимум T (53,0% Si; 1260°C) — соединению FeSi_2 . Оба соединения слабо растворяют железо и кремний; сплавы с 33,7—100% Si

образуют, таким образом, две диаграммы типа фиг. 39. Концентрации кремния в точках *B*, *D* и *E* соответствуют 22,5, 50,3 и 61,5% Si.

Линия конца затвердевания составлена из линии солидуса *AJ* и кривых *JKCLXTUM*.

П р е в р а щ е н и я

Насыщенные кристаллы твердого раствора *J*, в которых содержание Si падает с понижением температуры (*JN*), реагируют при 1020° с кристаллами *R* твердого раствора FeSi по уравнению:

кристаллы тверд. раствора *N* + кристаллы тверд. раствора *P* → Fe₃Si₂.

При дальнейшем понижении температуры растворимость кремния быстро уменьшается, особенно в области 1000—600°. Линия равновесия *NR* идет приблизительно от 1020° и 20% Si (*N*) к 450° и 15% Si.

Превращения сплавов железо-кремний, характеризующиеся на фиг. 120 линиями *GH*, *QRS* и *WUV*, были отмечены дилатометрически Эссером и Обергоффером (1) и магнитометрически Мураками (2).

Линия *GH* показывает, что температура превращения δ/γ *A*₄ с увеличением содержания кремния понижается; температура *A*₃, напротив, повышается. Таким образом область γ сужается и совершенно исчезает при содержании Si выше 2,5%. Между обоими пунктирами *GH* заключена область, где находятся в равновесии кристаллы твердого раствора α и γ. Подобный тип диаграмм, отличный от диаграмм типа железо-марганец, характерен для второй группы примесей к железу.

Магнитное превращение *A*₂ понижается с повышением содержания кремния до границы области кристаллов твердого раствора при 450° и 15% Si (*QR*) и остается затем неизменным (*RS*). Линия *WUV* обозначает магнитное превращение соединения Fe₃Si₂.

Области состояния:

Выше *ABCDTEP*: жидкий сплав;

AJB: кристаллы твердого раствора δ + жидкий сплав;

BCK: кристаллы твердого раствора FeSi (*CK*) + жидкий сплав;

CLK: кристаллы твердого раствора FeSi (*CL*) + жидкий сплав;

DTX: кристаллы твердого раствора FeSi₂ (*TX*) + жидкий сплав;

TEY: кристаллы твердого раствора FeSi₂ (*TY*) + жидкий сплав;

EPM: Si + жидкий сплав;

AJNRaHGA: δ-или α-кристаллы.

Внутри *CH*: γ-кристаллы;

JKPON: δ-кристаллы *JN* + кристаллы твердого раствора FeSi-

Noba: δ- или α-кристаллы *NW* + Fe₃Si₂;

OFcb: кристаллы твердого раствора FeSi + Fe₃Si₂;

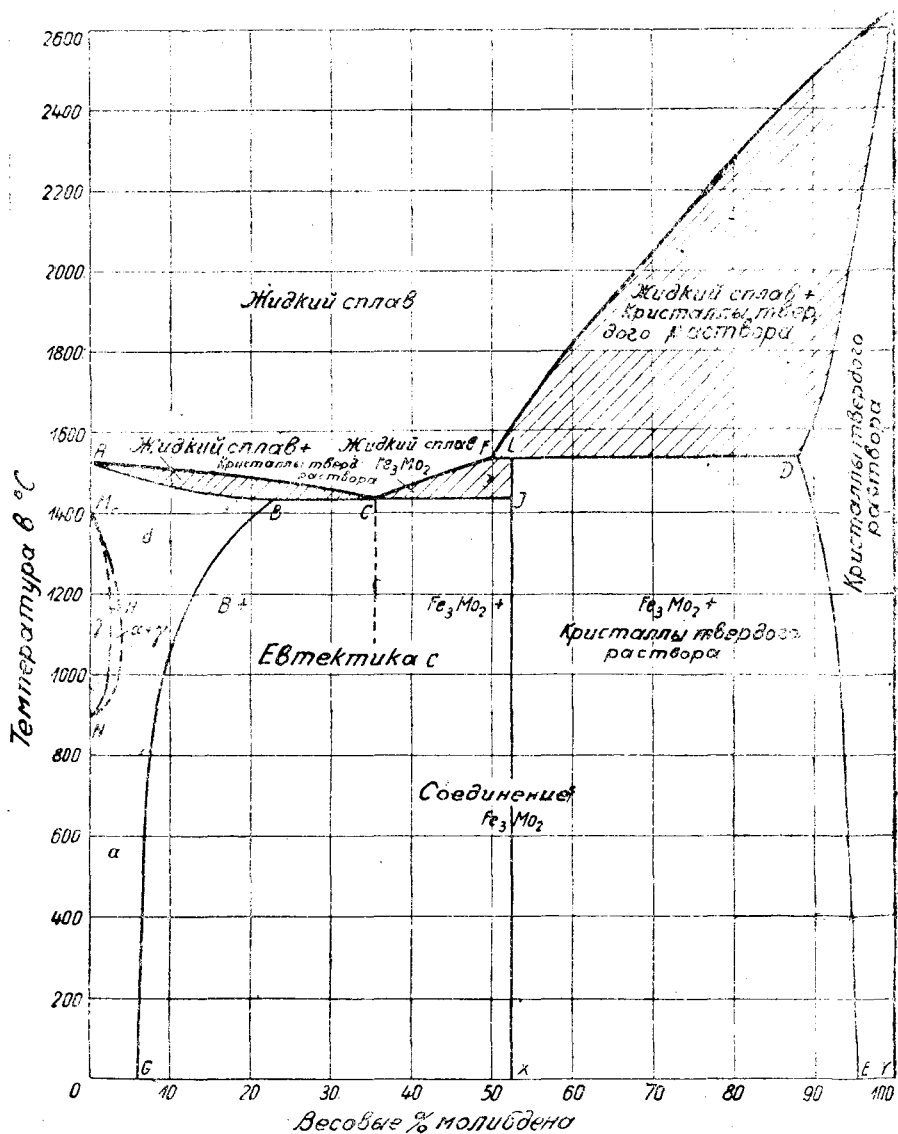
LXed: кристаллы твердого раствора FeSi или FeSi₂ + эвтектика *D*;

YEGf: кристаллы твердого раствора FeSi₂ + эвтектика *E*;

MEg: Si + эвтектика *E*.

11. Железо-молибден

На фиг. 122 изображена диаграмма состояния сплавов железо-молибден по Сайксу (Sykes) (1). Построение этой диаграммы, как указывали уже Лауч и Тамман (Lautsch) представляло значительные



Фиг. 122. Железо-молибден.

трудности, возникавшие вследствие того, что скорость образования фигурирующего в диаграмме соединения железо-молибден очень мала по сравнению со скоростью протекания процессов затвердевания.

Это соединение, по Сайксу, имеет формулу Fe_3Mo_2 и не растворяется ни в железе, ни в молибдене.

Явления затвердевания и плавления. Кривая плавления сплавов железо-молибден состоит из трех ветвей: AC , CF и FK . По каждой из этих ветвей выделяются первичные кристаллы, и именно по AC — кристаллы твердого раствора, богатые железом, содержание Mo в которых изменяется по AB . Насыщенные кристаллы твердого раствора B содержат при 1440° 24% Mo . CF — кривая начала первичного выделения соединения железо-молибден, Fe_3Mo_2 , с 53,4% Mo ; FK — начало кристаллизации твердых растворов, богатых Mo , концентрация которых определяется кривой KD . Кристаллы твердого раствора, богатые Mo , содержат в твердом растворе не более 11% Fe . Диаграмма характеризуется двумя линиями постоянной температуры — при 1440 и $1540^\circ C$, которые перекрывают друг друга на участке от 50 до 53,4% Mo . Горизонталь VJ содержит эвтектическую точку S с 36% Mo и простирается от концентрации насыщенных кристаллов твердого раствора B до концентрации соединения Fe_3Mo_2 . Вторая горизонталь, простирающаяся от 50 до 89% Mo , выражается на кривой охлаждения температурной остановкой, при которой протекает следующая реакция:

кристаллы твердого раствора D + жидкий сплав $F \rightarrow Fe_3Mo_2$.

Это соединение при температурах ниже FD устойчиво, в то время как при повышении температуры оно плавится с выделением кристаллов D .

Превращения. Кристаллы твердого раствора B и D при охлаждении изменяют свой состав по BG и DE ; при комнатной температуре концентрация молибдена в них равна 6% (G) и 95% (E).

Превращение δ/γ , так же как и γ/α , в кристаллах твердого раствора, богатых железом, выражается кривой MHN . γ -область простирается приблизительно до 5% Mo .

Области состояния:

Выше $ACFK$: жидкий сплав;

ABC : кристаллы AB твердого раствора δ + жидкий сплав

$CFLJ$: Fe_3Mo_2 + жидкий сплав;

$FLDK$: кристаллы твердого раствора KD + жидкий сплав;

MHN : γ -кристаллы твердого раствора;

$ABGNHMA$: δ - или α -кристаллы;

$BGXJC$: кристаллы BG + эвтектика S или Fe_3Mo_2 + эвтектика S .

$LDEXJ$: Fe_3Mo_2 + кристаллы DE ;

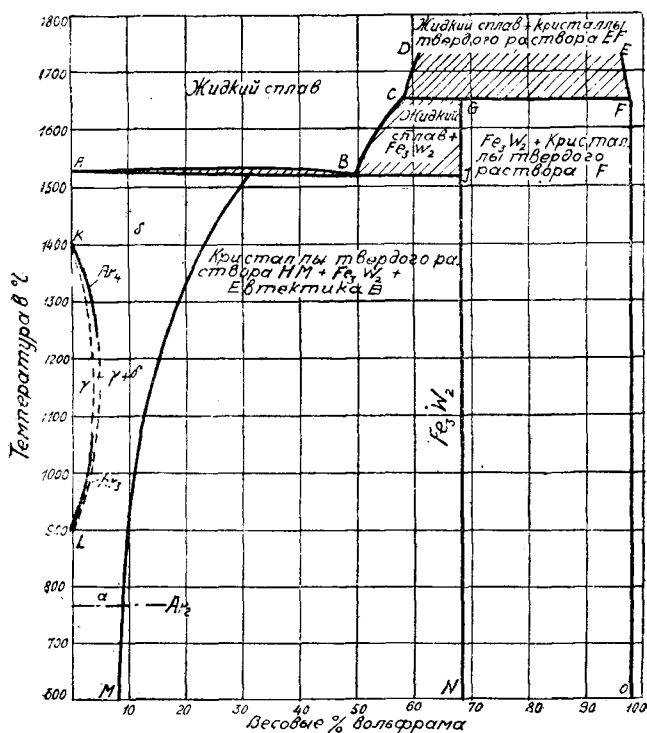
$KDEYK$: кристаллы твердого раствора, богатые Mo .

12. Железо-вольфрам

Диаграмма состояния сплавов железо-вольфрам по Гаркорту, Борнеману, Озава, Сайксу (2), Хонда и Мураками (2) (Harkort) представлена на фиг. 123.

Во всех сплавах железо-вольфрам с содержанием W до 50% из однофазного жидкого сплава по линии равновесия AB выделяются кристаллы твердого раствора AN . Точка плавления чистого железа

понижается за счет присадки вольфрама всего на несколько градусов а именно: с 1528 до 1525° С — температуры эвтектического затвердевания по линии *НВ1*. Подобно системе железо-кремний, при добавлении второго компонента превращение δ/γ понижается, а γ/α повышается, и здесь имеет место вытянутая γ -область, заключающаяся между линией *KL* и осью температур. γ -модификация с содержанием *W* свыше



Фиг. 123. Железо-вольфрам.

6% в сплавах больше не встречается. Предельная растворимость вольфрама в железе, по Сайксу (2), составляет около 33% при 1525°; с понижением температуры наблюдается падение растворимости по линии *НМ*, примерно, до 8% *W* при 600°. Из сплавов с содержанием *W* от 50 до 58% (*B* до *C*) первично выделяется соединение Fe_3W_2 , нерастворимое ни в твердом железе, ни в твердом вольфраме. Это соединение плавится выше *CGF* с разложением, т. е. имеет место распад по реакции, $\text{Fe}_3\text{W}_2 \rightarrow$ жидкий сплав *C* + богатые вольфрамом кристаллы твердого раствора *F*. По линии плавления *CD* выделяются богатые вольфрамом кристаллы твердого раствора концентрации *EF*.

Области состояния:

Выше *ABCD*: жидкий сплав;

ABH: кристаллы *АН* твердого раствора δ + жидкий сплав;

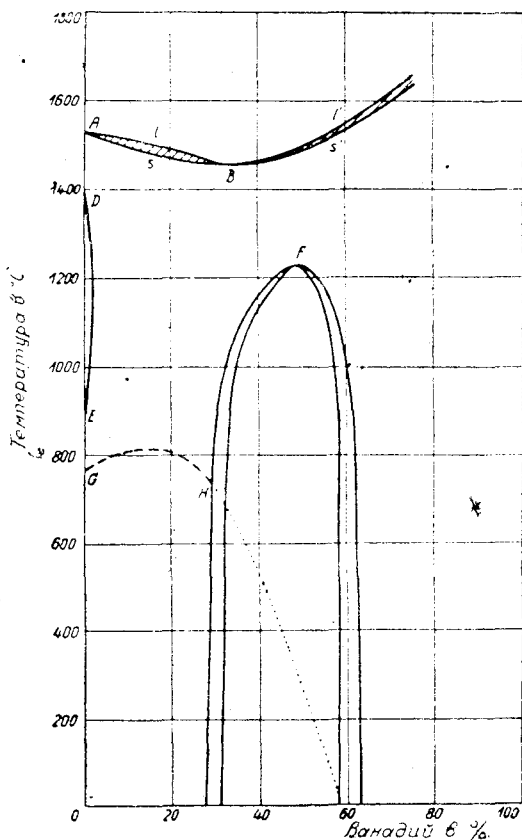
BCGJ: Fe_3W_2 + жидкий сплав;

- DCGFE*: богатые вольфрамом кристаллы твердого раствора *EF* + жидкий сплав;
KL: кристаллы твердого раствора γ . Показанная двойной линией *KL* ограничивает узкую площадь, в которой существуют γ - и δ -кристаллы.
AKLMH: δ - или α -кристаллы твердого раствора;
MHB'IN: эвтектика *B* + кристаллы твердого раствора *NM* или Fe_3W_2 .
GFONJ: богатые вольфрамом кристаллы твердого раствора *FO* + Fe_3W_2 .

13. Железо-ванадий

Диаграмма состояния сплавов железо-ванадий, по исследованиям Фогеля и Таммана, Маурера (4), Ойя, а также Вефера и Иеллингауза (1) (Vogel, Oya, Wever, Jellinghaus), представлена на фиг. 124. В жидком состоянии компоненты обладают полной взаимной растворимостью. Кривая начала затвердевания *ABV* показывает минимум в точке *B* при 3% *V* и 1468°. Из жидких сплавов от 0 до 100% *V* выделяются кристаллы твердого раствора, концентрация которых определяется линиями *AsB* и *Bs'*. Превращение δ/γ присадкой ванадия понижается, а γ/α повышается. Область γ , подобно системе железо-кремний, ограничена замкнутой линией равновесия *DE*, крайняя точка которой соответствует, примерно, 1,1% *V*. Кристаллы твердого раствора α с 48% *V* при температуре 1239° превращаются в однородные хрупкие кристаллы *F*, соответствующие соединению FeV . Соединение может удерживать в растворе избыток железа и ванадия.

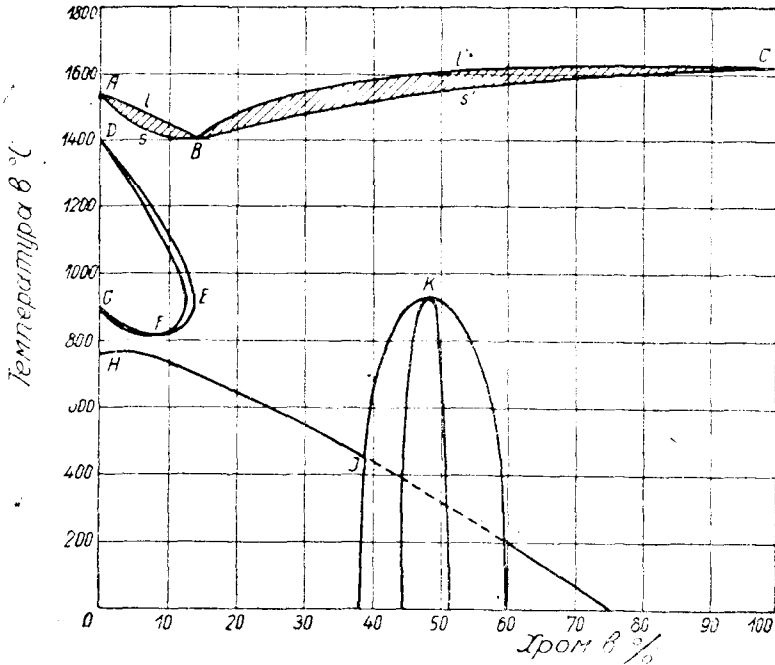
Температура магнитного превращения *GH* присадкой ванадия сначала повышается, а затем понижается. Кристаллы твердого раствора соединения FeV с железом и ванадием немагнитны вплоть до комнатной температуры.



Фиг. 124. Железо-ванадий.

14. Железо-хром

Диаграмма состояния сплавов железо-хром, по Пакулла и Обергофферу, Эссеру и Обергофферу (2), Мураками (1), а также Веферу и Йеллинггаузу (2) (Pakulla) представлена на фиг. 125. Система в основном аналогична системе железо-ванадий. Линии ACB определяют температуры начала и конца затвердевания. Сплав с 12—14% Cr обладает наимизшей температурой затвердевания. Из жидких сплавов выделяются кристаллы твердых растворов по линиям AsB и $Bs'C$.



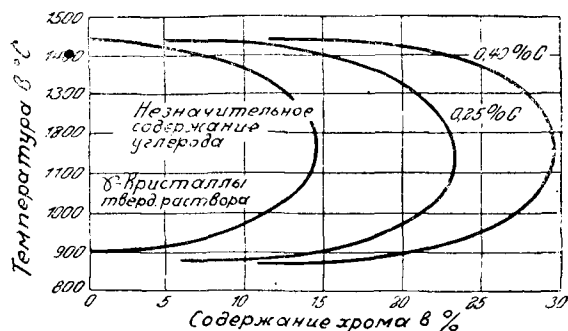
Фиг. 125. Железо-хром.

Температура δ/γ -превращения, A_1 , понижается присадкой хрома непрерывно по DE , причем каждому проценту хрома соответствует около 26° понижения. Температура γ/α -превращения, A_3 , падает с повышением содержания хрома (GF) до минимума при 8% Cr (F) и затем повышается (FE). A_2 падает с повышением содержания хрома (HJ). Из кристаллов твердого раствора с 48,22% Cr, при температуре около 900° образуется другой вид кристаллов K , соответствующий соединению $FeCr$. Соединение растворяет избыток хрома и железа.

Железо-хром-углерод

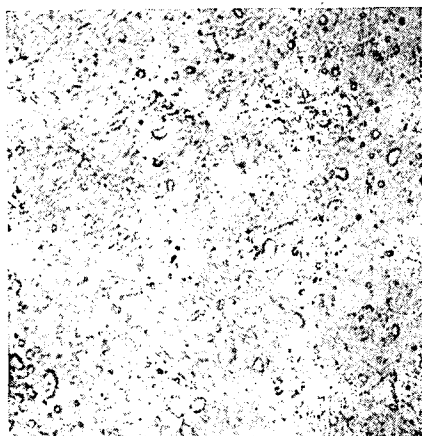
Байн (Bain) в своих исследованиях нашел, что содержание углерода до $\sim 0,2\%$ не влияет на превращения A_3 и A_4 , но однако достаточно $0,30-0,40\%$ C, чтобы температуру A_4 повысить, а A_3 — понизить.

Этим самым γ -область системы железо-хром расширяется (фиг. 126). При достаточном содержании хрома и углерода при помощи закалки

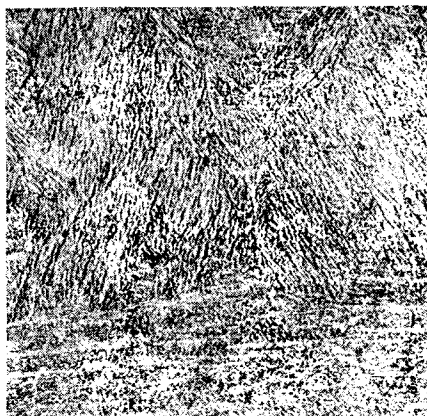


Фиг. 126. Влияние содержания углерода на величину γ -области в железо-хромовых сплавах (Байн).

удается хотя бы частично задержать структурные превращения кристаллов твердых растворов δ и γ . Фигуры 127—129 представляют собой шлифы хромистой стали с содержанием 0,20% С и 20% Сг, закаленных при температурах, лежащих в областях α или γ и δ . Струк-



Протрава V2A $\times 500$
Фиг. 127. Хромистая сталь (0,25% С; 20% Сг), закаленная при 900°.



Протрава V2A $\times 200$
Фиг. 128. То же на фиг. 127. Закалка при 1200°.

тура стали, закаленной при 900°, состоит из α -кристаллов и зернистого карбида (фиг. 127), после закалки при 1200° — из мартенсита (фиг. 128) и при температуре закалки выше 1350° на шлифе видны δ -кристаллы, частично перешедшие в аустенит и мартенсит (γ -кристаллы отличимы по полосам двойников).

15. Железо-титан

Представленная на фиг. 130 диаграмма состояния сплавов железо-титан, построенная по исследованиям Ламорта (Lamort), показывает,



Протравка 1% А

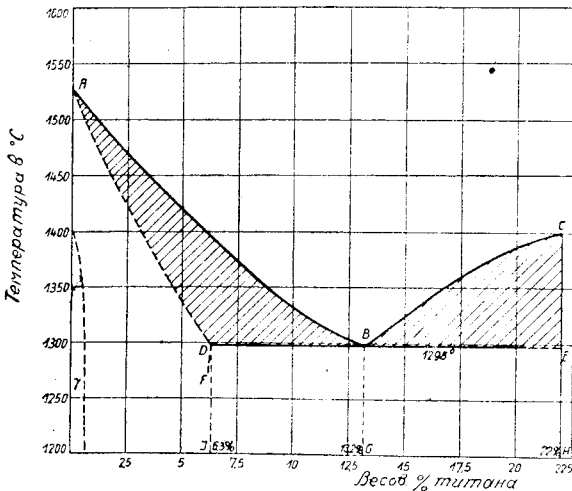
× 200

Фиг. 129. То же, что на фиг. 127.
Закалка при 1375°.

что в жидком состоянии оба металла обладают полной взаимной растворимостью. Ветви *AB* и *BC* определяют температуры начала затвердевания. Обе ветви пересекаются в эвтектической точке *B* (13,2% Ti , 1298°). Вдоль *AB* выделяются кристаллы твердого раствора концентрации *AD*, а вдоль *BC* — другой род кристаллов, который, возможно, соответствует формуле Fe_3Ti .

Растворимость титана в железе принята Ламортом равной приблизительно 6,3%. По исследованиям Васмута (Wasmuth), однако, можно думать, что эта растворимость при более низких температурах понижается подобно меди, и, следовательно, точка *J* сдвигается влево.

Васмут нашел уже в сплавах, содержащих около 2% Ti , после закалки при 1000° и отпуске при 500°, в однородной после закалки

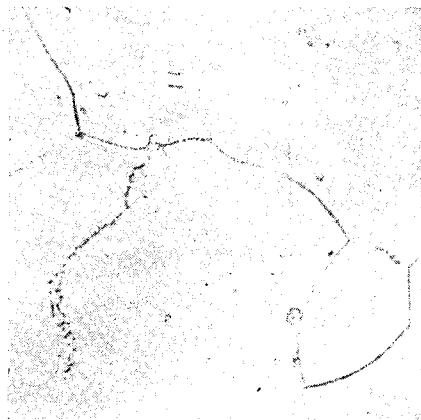


Фиг. 130. Железо-титан.

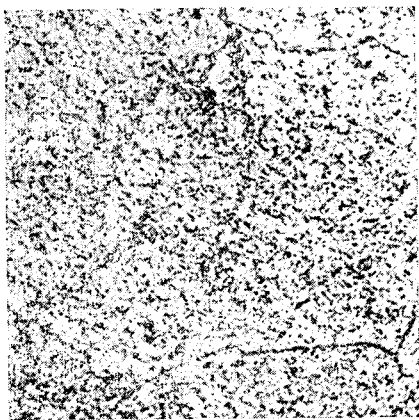
структуре кристаллов твердого раствора (фиг. 131), мелко раздробленную вторую составляющую (фиг. 132); ее появление можно объяс-

нить выделением титана из насыщенных кристаллов, вероятно, в виде соединения железа с титаном.

Все произведенные до сих пор исследования превращения сплавов железо-титан в твердом состоянии недостаточны для построения диаграммы. Михель и Бензет (Michel и Bénazet) нашли, что превращение A_3 сдвигается с повышением содержания титана к более высоким температурам. По неопубликованным исследованиям Беннека



Пикриновая кислота] × 500
Фиг. 131. Железо-титановый сплав (2% Ti), закаленный при 1000° в воде.



Пикриновая кислота] × 500
Фиг. 132. То же, что на фиг. 131. После отпуска до 500°.

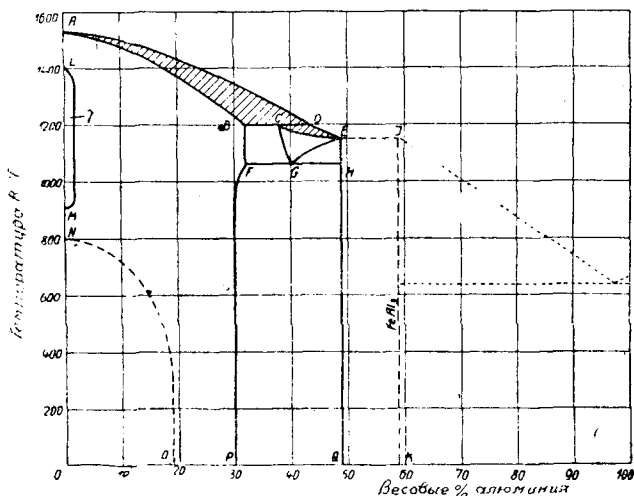
γ -область ограничивается содержанием титана, равным приблизительно 0,7%.

16. Железо-алюминий

Бинарная система железо-алюминий подробно исследовалась различными авторами, однако, они не пришли к единодушным выводам ни в отношении самих результатов исследований, ни в отношении их истолкования. В последнее время Ивасе и Мураками (Iwasé), Гвайер и Филипс (Gwyer и Philips) построили диаграммы состояния, совпадающие в значительной степени. На фиг. 133 представлена диаграмма по Ивасе и Мураками. Менее важная в техническом отношении область с концентрацией Al выше 50% намечена только пунктиром, так как в этой части существуют еще много неясностей.

Из жидких сплавов с содержанием до 34% Al (AB) выделяются кристаллы AB твердого раствора α . Концентрация насыщенных α -кристаллов ниже 1080° понижается до 30% с выделением кристаллов E. Кристаллы E представляют собой твердый раствор железа в $FeAl_3$. Из жидких сплавов с содержанием алюминия от B до C и от C до D образуются, вследствие реакции первично выделившихся α -кристаллов B с жидким сплавом, однородные кристаллы C, концентрация которых изменяется при дальнейшем охлаждении по линии CG и CE. При 1080° они распадаются на α -кристаллы FD и кристаллы E $FeAl_3$.

Вефер и Мюллер особенно интересовались вопросом полиморфных превращений в системе железо-алюминий. Они определенно доказали существование области γ -кристаллов (LM), ограниченной замкнутой кривой, и установили распространение этой области до 1% Al, что совпадает с результатами исследований Ивазе и Мураками, давших соответственно 1,2%. Поэтому система железо-алюминий относится также к системам типа железо-кремний с замкнутой γ -областью.



Фиг. 133. Железо-алюминий.

Линия магнитного превращения NO , по вышеназванным авторам сначала понижается медленно, а затем очень быстро. Она достигает оси концентрации приблизительно при 19% Al.

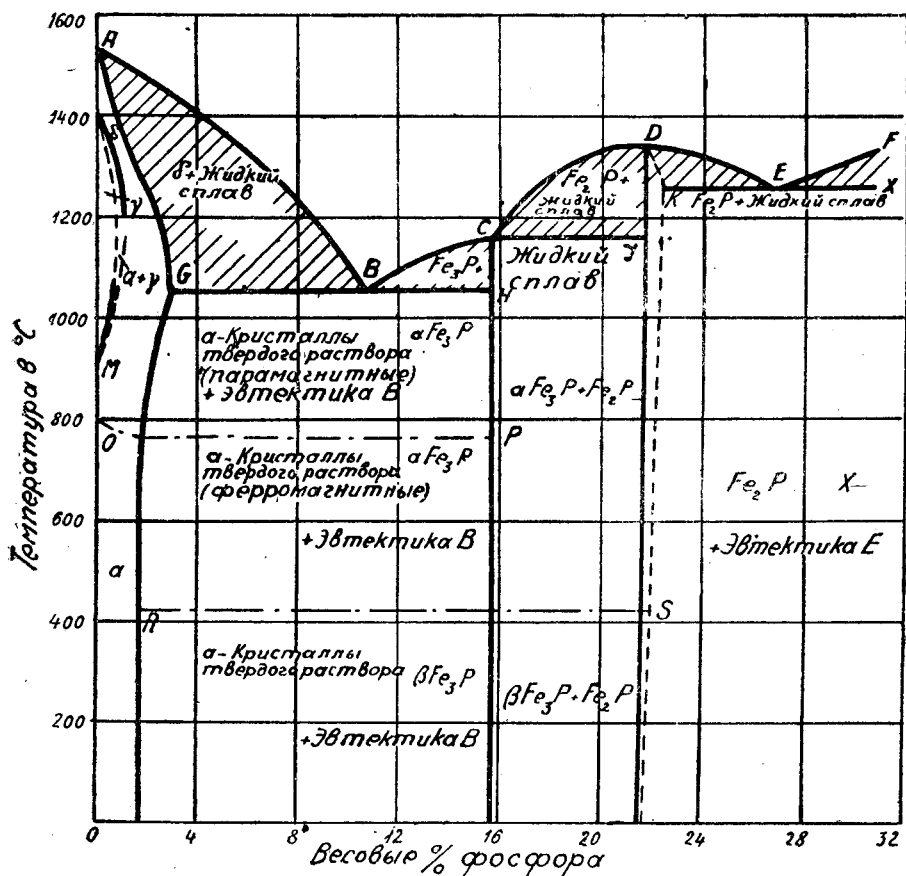
17. Железо-фосфор

Диаграмма состояния. На фиг. 134 представлена диаграмма состояния бинарной системы железо-фосфор по работам Стэда (1), Саклатваллы, Герке, Эйтона и Эссера и Обергоффера (1) (Stead, Saklatwalla, Gerke).

Процессы затвердевания и плавления. Линия начала затвердевания состоит из ветвей AB , BC , CD , DE и EF , из которых две первые и две последние пересекаются в эвтектических точках B (10,2% P, 1050°) и E (27% P, 1260°).

Эвтектика E , образуемая, по Эйтону, из соединения Fe_2P , и другого богатого фосфором соединения, не может рассматриваться как окончательно определенная. Соединение Fe_3P (15,58% P) перитектически выделяется при температуре 1166° (C до J). Линия конца затвердевания состоит из линии солидуса AG , эвтектических горизонталей GH и KX и перитектической прямой CJ .

Превращения в твердом состоянии. Растворимость фосфора в твердом состоянии непрерывно увеличивается от комнатной температуры (1,7% Р) до эвтектики *GH* (2,8% Р). На превращения железа в твердом состоянии, по исследованиям Эссера и Обергоффера и отдельным наблюдениям Эйтона и Гансона, фосфор влияет подобно кремнию; при 0,4% Р область состояния γ -фазы отделяется кривой *MN*. Магнитное превращение (A_2) понижается с повышением содержания фосфора в кристаллах твердого раствора до границы растворимости, лежащей приблизительно при 1,9% Р и 745°.



Фиг. 134. Железо-фосфор.

Эта температура не изменяется при содержаниях фосфора от 1,9 до 13% (O до P). В сплавах с концентрацией фосфора выше 1,7% Р при 420° (RS) Эйтон наблюдал еще одно превращение, которое представляется магнитным превращением соединения Fe_3P . Мы не даем перечня отдельных областей состояния, так как они показаны на фиг. 134.

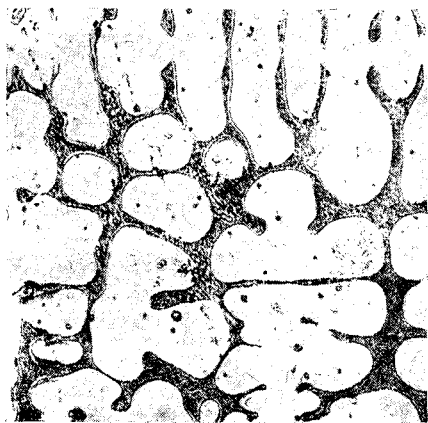
Структура. Структура сплавов железо-фосфор, подробно изученная Стэдом и Эйтоном, соответствует данным диаграммы:

- от 0 до $1,7\% \text{P}$: кристаллы твердого раствора α ;
 $1,7\%$ — $10,2\% \text{P}$: α -кристаллы + эвтектика B + вторично выделившееся Fe_3P ;
 $10,2\%$ — $15,58\% \text{P}$: первичное Fe_3P + эвтектика B + вторично выделившееся Fe_3P ;
 $15,58\%$ — $21,5\% \text{P}$: Fe_3P ;
 $15,58\%$ — $21,5\% \text{P}$: Fe_3P + Fe_3P ;
 $21,5\%$ — $27\% \text{P}$: Fe_3P + эвтектика E .

На фиг. 135—137 изображена структура некоторых характерных сплавов железо-фосфор.



Пикриновая кислота $\times 300$
 Фиг. 135. Сплав железо-фосфор с $1,9\% \text{P}$. Светлая основа — кристаллы твердого раствора α . Темные прожилки — эвтектика B + вторичный фосфид.



Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 136. Сплав железо-фосфор с $4,25\% \text{P}$ (Герке). Светлые α -кристаллы + эвтектика B + вторичный фосфид.

Техническое применение. Чистые сплавы железо-фосфор в технике почти не имеют применения. Так как фосфор является неизбежным спутником важнейших железных руд, то во всех технических сплавах железа имеется определенное количество фосфора. Для большинства целей применения необходимо сделать содержание фосфора как можно более низким. Только для некоторых отраслей производства (изготовление прессованных гаек, винтов) применяются сплавы с несколькими десятками процента фосфора, так как подобный материал позволяет особенно легко и чисто производить нарезку.

Железо-фосфор-углерод

Диаграмма состояния системы железо-фосфор-углерод была построена Вюстом (2), а также Геренсом и Доббельштейном (Dobbel-

третья составляющая — фосфид железа. Затвердевание протекает подобно затвердеванию сплаве свинец-олово-висмут.

В диаграмме состояния фиг. 138 из эвтектических точек C (4,2% C) и B (10,2% P) идут две кривые CE и BE , которые пересекаются в точке E . Точка C соответствует эвтектической точке, в которой одновременно выделяются оба вида кристаллов: аустенит и цементит в форме ледебурита. CE соответствует, следовательно, одновременному выделению содержащего фосфор аустенита и цементита; в то же время BE соответствует одновременному выделению содержащего фосфор аустенита и фосфида железа. В точке пересечения E (950) затвердевает тройная эвтектика, состоящая из содержащего фосфор аустенита, цементита и фосфида железа в составе:

$$Fe = 91,15\%,$$

$$P = 6,89\%,$$

$$C = 1,96\%,$$

Из точки E выходит еще третья линия ED , которая соответствует одновременной кристаллизации FeP и Fe_3C . Линиями BE , ED и EC треугольник концентрации железо-фосфор-углерод делится на три области. Те сплавы, состав которых лежит внутри области I , $ABEC$, при затвердевании выделяют сначала кристаллы твердого раствора (γ -железа, карбид железа и фосфид железа). У сплавов, относящихся к области II , BED , сначала выделяется фосфид железа Fe_3P , а у лежащих в областях DEC — свободный карбид железа или продукт его разложения — графит.

Линия $FGHI$, начерченная на диаграмме фиг. 138 пунктиром, дает приблизительную границу тех сплавов, в которых имеется тройная эвтектика. Сплавы, лежащие вне этой области, затвердевают в кристаллы тройного твердого раствора, которые распадаются только при дальнейшем охлаждении.

Внутри треугольника, как пример, нанесен сплав k , который содержит 2% фосфора и 3,7% углерода. Согласно сказанному, затвердевание этого сплава происходит следующим образом: начало затвердевания, выраженное на кривой охлаждения перегибом, сопровождается одновременной кристаллизацией кристаллов твердого раствора и цементита.

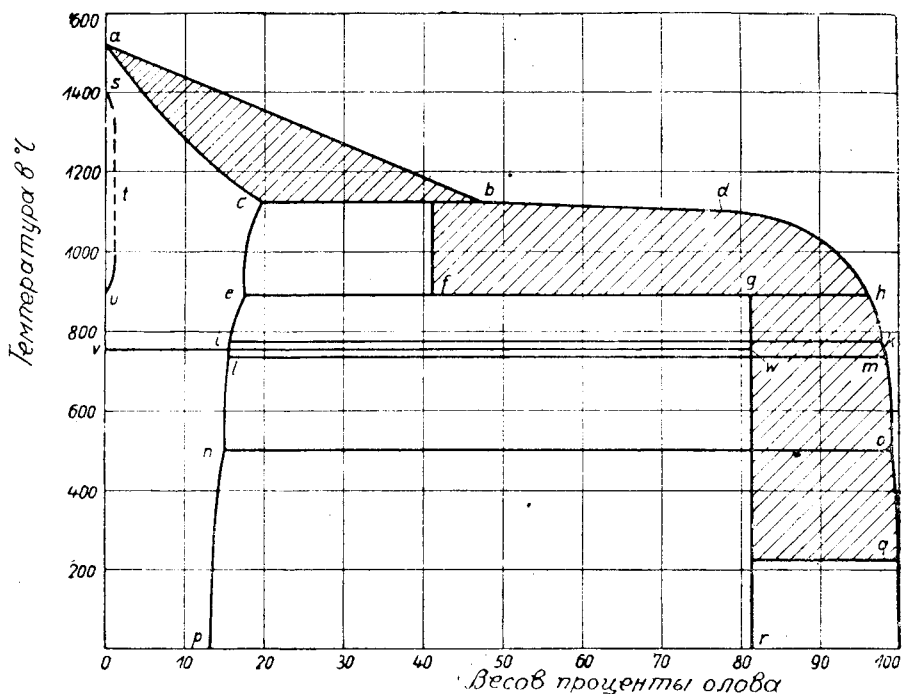
Содержание фосфора в маточном растворе постепенно приближается к точке E и одновременно понижается температура. При 950° остатки маточного раствора затвердевают в тройную эвтектику.

Для различия одновременно существующих карбида железа и фосфида железа служит метод окрашивания нагреванием (стр. 244).

18. Железо-олово

Диаграмма* состояния системы железо-олово, построенная Вейером и Рейнекенем (Reineken) на основании собственных исследований, изображена на фиг. 139.

Растворимость олова в железе имеет максимум при 18% олова и температуре 1132°. Она уменьшается с понижением температуры и при комнатной температуре равна приблизительно 13%. Железо в олове не растворяется. По очертаниям области (кристаллов твердого раствора γ_{Sn} , которая, вероятно, простирается до 1,9% олова, последнее относится к числу легирующих элементов типа кремния.



Фиг. 139. Железо-олово.

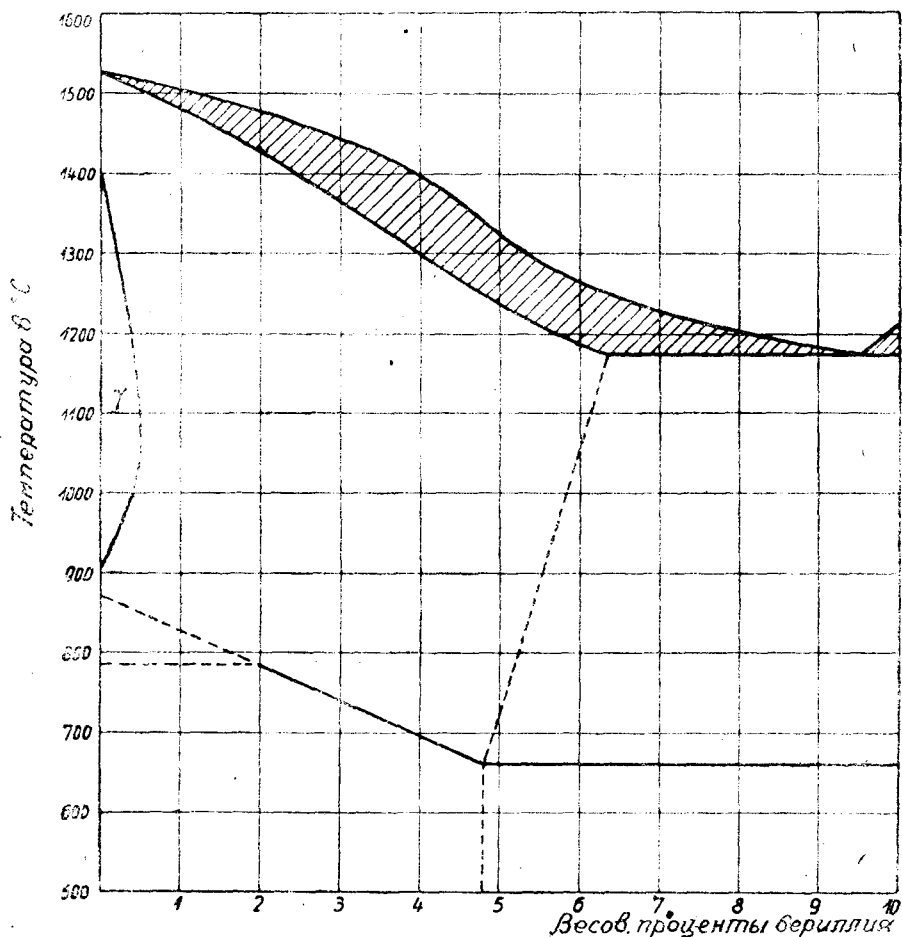
Явления затвердевания и превращения в основном следующие: по линии ликвидуса $a-b$ образуются кристаллы железо-олово состава $a-c$. Из насыщенных кристаллов c выделяются по $c-e$ соединение Fe_3Sn с 41,3% олова или ниже 890°, соответственно $e-i-l-n-p$, соединение FeSn_2 с 82% олова. При содержании олова между 18 и 48% при 1132° выделившиеся кристаллы вступают в реакцию с жидкостью, образуя Fe_3Sn .

В области от 48 до 97% олова, по кривой $b-d-h$, непосредственно из жидкого сплава происходит выделение Fe_3Sn . Это соединение устойчиво только до 890°. Ниже данной температуры и ниже 82% олова оно распадается на кристаллы e и соединение FeSn_2 , в то время как выше этого содержания олова, до 97% Sn, из Fe-Sn и жидкого сплава образуется вышеназванное соединение. От h до q включительно жидкий сплав затвердевает с прямым образованием FeSn_2 . Последний остаток оловянного маточного раствора затвердевает в q — точке плавления олова.

Линии превращения соединения FeSn_2 лежат при 780 , 755 и 490° соответственно $i-k$, $l-m$ и $n-o$. γ/α -превращение железа (906°) повышается на 40° на каждый процент олова, δ/γ -превращение при 140° , наоборот, понижается на 140° . Из этих изменений точек превращения можно заключить о контуре области γ -кристаллов $s-t-u$.

19. Железо-бериллий

Бинарная система железо-бериллий была исследована Эстергелдом (Oosterheld) (фиг. 140). Данная им диаграмма состояния сплавов



Фиг. 140. Железо-бериллий;

до 10%. В дополнена в части γ -области исследованиями Вефера и Мюллера.

Насыщенные кристаллы твердого раствора при 1160° содержат 6,4% Ве. С понижением температуры растворимость уменьшается. Она равна при 650° только 4,8% Ве.

Магнитное превращение понижается приблизительно пропорционально концентрации до 650° при 4,8% Ве. Вефер и Мюллер дополнили диаграмму Эстергельда в части изменения δ/γ - и γ/α -превращений при присадке бериллия к железу. Их опыты показали, что незначительные присадки Ве к железу сильно понижают точку A_4 . При 0,34% Ве A_4 лежит при 1190° . A_3 повышается и достигает при 0,39% Ве 976° . Эти изменения превращений A_3 и A_4 делают весьма вероятным предположение, что бериллий относится к легирующим добавкам типа кремния; система железо-бериллий должна поэтому обладать замкнутой γ -областью. Эта γ -область, по Веферу и Мюллеру, простирается до 0,5% Ве.

Сплавы железо-бериллий, подобно сплавам железо-титан и железо-медь, показывают значительное повышение твердости, если их после закалки при 1000° (приблизительно) отпустить при 520° (Кролл) (Kroll). Техническое же использование этой способности твердеть (Ausscheidungshärtung)¹ невозможно, так как эти сплавы очень грубозернисты и исключительно хрупки. Механические свойства значительно повышаются присадкой никеля.

20. Железо-сера

Диаграмма состояния. На фиг. 141 дана диаграмма состояния сплавов железо-сера по Лёбе и Беккеру (Loebe и Becker).

Линия начала затвердевания состоит из двух ветвей: AB и BC , которые пересекаются в эвтектической точке B (30,8% S, 84,6% FeS, 985°).

Растворимость серы в твердом железе равна, по опытам Фри (Fry), приблизительно 0,025% S (= 0,068% FeS).

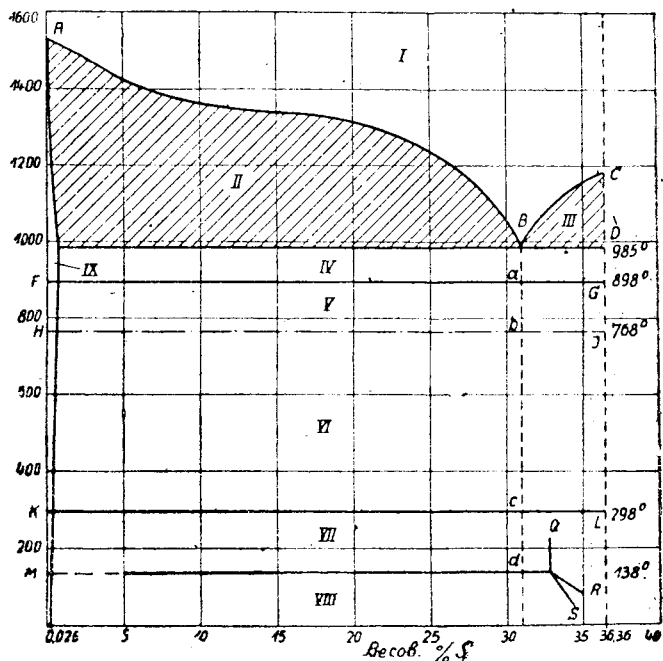
На превращения железа сера влияет в очень незначительной степени. Вероятно превращение A_4 сдвигается на несколько градусов вниз, а превращение A_3 , наоборот, немного вверх; поэтому система железо-сера должна была бы быть отнесена также к сплавам с суженной γ -областью. Но более точные данные отсутствуют. В диаграмме фиг. 141 поэтому принято, что превращения практически не изменяются. FG соответствует γ/α -превращению, HJ — появлению магнетизма в α -железе. KL (298°) соответствует превращению FeS. Md — превращению кристаллов твердого раствора FeS—Fe с 7% железа, которые были описаны Ринне и Бёке (Rinne и Boeke).

Области состояния

I. Выше ABC : жидкий сплав;

II. ABE : γ -кристаллы + жидкий сплав;

¹ Свойство повышения твердости за счет внутренних выделений в твердом состоянии, присущее, например, сплавам железа с бериллием, титаном, медью обозначается в немецком языке термином «Ausscheidungshärtung». В настоящее время довольно удачным термином в русском языке следует признать: «твердость выделения». — *Ред.*



Фиг. 141. Железо-сера.



Специальное травление < 20
 Фиг. 142. Сплав железо-сера с 0,75%
 S. Темные прожилки соответствуют
 эвтектике Fe — FeS с 30,8% S
 (84,6% FeS).

- III. *CBD*: γ -FeS¹⁾ + жидкий сплав;²⁾
 IV. *EDGF*: γ -кристаллы + γ -FeS;
 a) *EBaF*: γ -кристаллы + эвтектика *B*;
 b) *DBaG*: γ -FeS + эвтектика *B*;
 V. *FHJG*: немагнитные кристаллы твердого раствора α + γ -FeS;
 a) *FabH*: немагнитные α -кристаллы + эвтектика *a*;
 b) *abJG*: γ -FeS + эвтектика *a*;
 VI. *HJLK*: α -кристаллы + γ -FeS;
 a) *HbcK*: α -кристаллы + эвтектика *b*;
 b) *bJLc*: γ -FeS + эвтектика *b*;
 VII. *KLQM*: α -кристаллы + β -FeS;
 a) *KcdM*: α -кристаллы + эвтектика *c*;
 b) *LcdQ*: γ -FeS + эвтектика *c*;
 VIII. Ниже *Mds*: α -кристаллы + α -FeS;
 a) ниже *Md*: α -кристаллы + эвтектика *d*;
 b) ниже *dS*: α -FeS + эвтектика *d*.

Структура

Содержание серы 0—30,8% S: первичное железо (феррит + эвтектика).

Содержание серы 30,8—36,3% S: первичное γ -FeS + эвтектика;

На фиг. 142 дана структура сплава железа и серы с 0,75% S. Эвтектика образует желтовато-серую сетку, которая обволакивает зерна феррита.

Так как эвтектика Fe—FeS имеет относительно низкую точку плавления (980°), через которую обычно переходят при горячей механической обработке, то появляется жидкость, находящаяся большей частью по границам зерен, так что связь между отдельными кристаллами ослабляется: изделие делается красноломким. По исследованиям Лишинга (Liesching), включения сернистого железа окрашиваются лучше всего, если шлиф обработать сначала пикриновой кислотой в амилловом спирте и затем горячим едким кали.

Железо-сера-углерод

Как видно из диаграммы фиг. 141, ветвь *AB* немного ниже 1400° образует поворот, из которого Трейчке и Тамман (1) (Treitschke) делают вывод о некотором расслоении (разделении) в жидком состоянии. Если у чистых веществ, как видно из диаграммы, подобное разделение исключено, то оно легко может быть вызвано добавкой к сплаву углерода. Лишинг доказал, что при плавлении сернистого железа с железом и углеродом (в избытке) жидкий сплав состоит из двух слоев, из которых верхний содержит около 28,8% серы и 0,2% углерода, нижний — 2% серы и 3% углерода.

По Лишингу и Леви (Levy) содержание серы в 1% понижает линию начала затвердевания, а также и эвтектическую горизонталь приблизительно на 40—50° С. Присутствие серы не влияет на аустенит и его превращения.

В затвердевающих железуглеродистых сплавах сера собирается в виде оболочек вокруг кристаллов твердого раствора. При даль-

¹ Вероятно, не чистое FeS, а кристаллы твердого раствора FeS-Fe.

нейшем охлаждении, вследствие очень незначительной растворимости и малой диффузионной способности, значительных изменений в структурном расположении серы не наступает.

Разложение цементита сильно затрудняется уже малым содержанием серы. По мнению Леви, это объясняется тем, что сернистое железо окружает кристаллы цементита в виде тонких оболочек и образование графита или углерода отжига не может осуществиться, так как оно требует изменения объема.

Система железо-сера-углерод была исследована в последнее время Ганеманом и Шильдкетером (Schildkötter).

Путем определения температурной остановки они нашли лежащую вне разрыва в растворимости тройную эвтектику, содержащую около 87% FeS, 2,5% Fe₃C и 10,5% Fe. Температура перлитового превращения остается почти неизменной — 700°.

Железо-сера-кислород

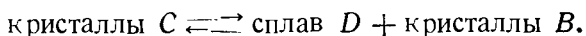
Исчерпывающих термических исследований системы железо-сера-кислород не имеется. Лешателье и Циглер (Ziegler) доказали исследованиями структуры, что при одновременном присутствии кислорода и серы в железе выделяется комплексная эвтектика, которая одновременно содержит кристаллы богатого Fe твердого раствора FeS, FeO. Виммер (2) нашел при исследовании газовой ликвации в эвтектике железо-кислород более крупные включения, которые он определил как тройную эвтектику Fe, FeS и FeO.

21. Железо-бор

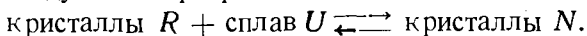
Исследование системы железо-бор представляет особые трудности, так как исходные вещества содержат значительные количества загрязняющих примесей в результате приготовления сплавов железо-бор термитным путем.

Новейшие и наиболее полные исследования для построения диаграммы состояния железо-бор предприняты Вефером и Мюллером. На фиг. 143 изображена построенная ими диаграмма, идеализированная за счет исключения влияния загрязняющих примесей.

В жидком состоянии в исследованной части системы железо и бор смешиваются во всех соотношениях. До концентрации, равной 1,9% бора, при переходе линии SD выделяются кристаллы твердого раствора δ. При 1381° происходит следующая реакция:

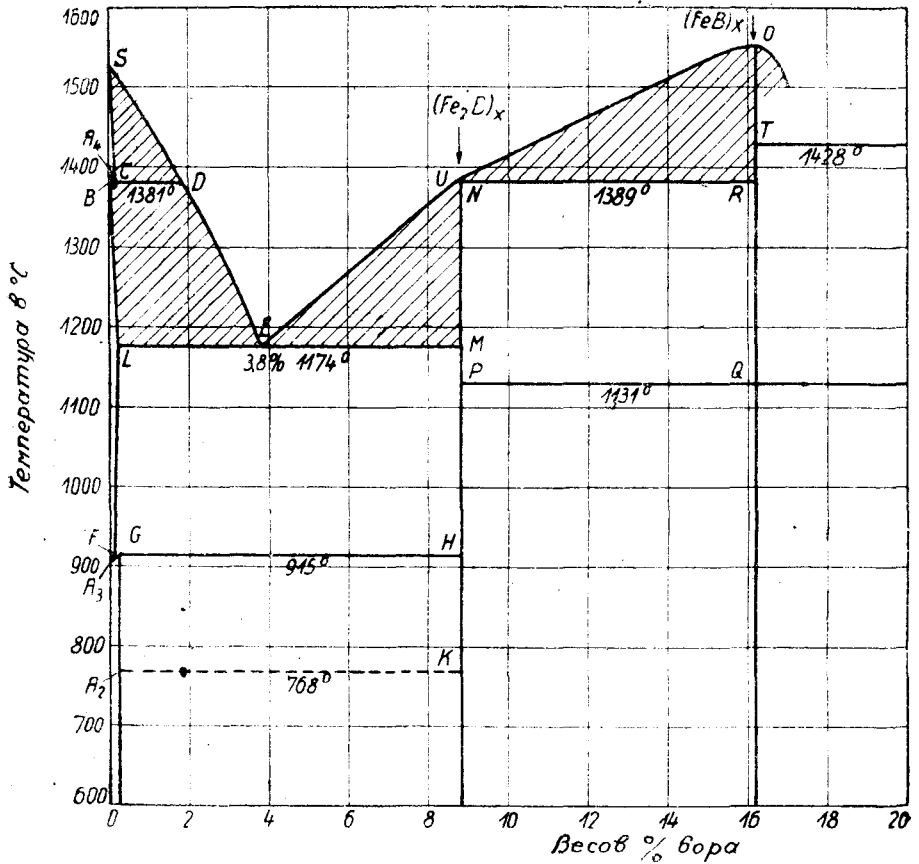


Образующиеся кристаллы твердого раствора γ содержат приблизительно 0,1% бора. Между 1,9 и 3,8% бора по линии DE выделяются γ-кристаллы, концентрация бора в которых изменяется соответственно линии BL. Из заэвтектоидных сплавов выкристаллизовывается по линии EU новая фаза, которая, на основании рентгеновских исследований имеет состав (Fe₂B)_x с 8,84% бора. При содержании бора выше 9% происходит следующее превращение:



Кристаллы, соответствующие максимуму O , являются, вероятно, моноборидом $(FeB)_x$.

Исследования Вефера и Мюллера вызывают предположение о существовании эвтектики приблизительно при 1428° с 17% бора.



Фиг. 143. Железо-бор.

Влияние бора на δ/γ -превращение железа по его направлению определено как понижающее. Температура превращения A_3 повышается присадкой бора до 945° , в то время как магнитное превращение, на которое бор не влияет, происходит при 768° .

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

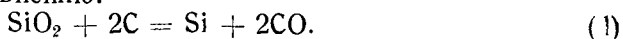
А. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

В первой части было показано, что данные для построения диаграмм состояния могут быть получены из кривых охлаждения путем определения температур затвердевания и превращения. Для построения кривых охлаждения необходимо расплавить исследуемый сплав, далее определять в процессе его охлаждения температуру через определенные интервалы времени и использовать соответствующим образом полученные из данного опыта результаты. При исследовании водных растворов провести подобные измерения очень легко, так как стенки сосуда, атмосфера и т. п. практически не оказывают влияния на состав раствора. Напротив, исследование сплавов затрудняется тем, что достижение необходимой температуры, защита жидкого сплава от изменений под влиянием атмосферы и стенок сосуда, и, кроме того, измерение температуры — связаны с известными экспериментальными трудностями. Ниже будут описаны обстановка и методика опытов, зарекомендовавших уже себя при проведении термического анализа. Нужно, однако, подчеркнуть, что эти указания необходимо рассматривать только как примеры и что хороших результатов можно достигнуть, пользуясь и другими способами.

а) Подготовка образцов для исследования

1. Огнеупорные материалы

При нагревании и плавлении сплавы находятся в соприкосновении как со стенками сосуда, в котором происходит процесс, так и с защитной трубкой термоэлемента, и, благодаря этому, их состав во время расплавления может изменяться. Это может быть вызвано тем, что некоторые вещества растворимы в жидком сплаве. Так, например, железо, марганец, никель, кобальт и т. д. при высоких температурах растворяют в себе углерод. Поэтому указанные металлы нельзя плавить в тиглях, содержащих углерод. Загрязнение может происходить также от того, что сплавы восстанавливают материал сосуда. Например, сплавы железа, содержащие углерод, реагируют с кремнекислыми соединениями по уравнению:



Сплав теряет часть углерода, в то время как соответствующее количество кремния переходит в раствор. Это явление приводит к тому, что при плавлении марганца или сплавов, богатых марганцем, в фарфоровых сосудах кремний переходит в металл. Даже соприкосновение металлов в твердом состоянии с кремнекислотой часто ведет к загрязнению металла. Так известно, например, что раскаленная платина, соприкасаясь с веществами, содержащими кремнекислоту, поглощает ее и делается хрупкой.

Большое количество применяемых в технике для постройки печей огнеупорных материалов употребляется также и для металлографических работ. Возможность применения различных материалов для определенных целей зависит от их свойств, которые кратко будут описаны ниже.

Существуют различные группы огнеупорных материалов в зависимости от того, какие из нижеприведенных веществ являются их главной составной частью: кремнекислота, силикаты глинозема, глинозем, магнезия, углерод.

Вещества, имеющие в основе кремнекислоту. Чистый кристаллический кварц можно переплавить в стекло, как с помощью светильного газа, так и в электрической печи. При этом удельный вес уменьшается с 2,6 до 2,2. В расплавленном состоянии кварц ведет себя подобно стеклу и из него можно изготовлять всевозможные предметы. Так как коэффициент расширения переплавленного кварца очень мал, то он обладает нечувствительностью к резким изменениям температуры; кроме того, переплавленный кварц представляет собой совершенно плотный материал, так что его с успехом можно применять в тех случаях, когда необходим сильный вакуум. Однако эти преимущества — нечувствительность к изменениям температуры и газонепроницаемость умеряются отрицательными свойствами кварца, выражающимися в том, что при долгом нагревании он делается хрупким и ломким, причем снова переходит в кристаллическое состояние. Связанное с этим уменьшение объема вызывает такие натяжения, что материал покрывается тонкими трещинами и делается неплотным.

Кварц можно с успехом применять в тех случаях, когда нагревание непродолжительно. В общем можно считать, что для расплавления сплавов с высокими точками плавления, требующих довольно продолжительного нагревания, кварц едва ли применим, — даже для таких металлов, которые не производят никакого восстанавливающего действия на кремнекислоту. К этому нужно добавить, что высокая цена крупных сосудов из кварца препятствует широкому применению его в качестве материала для тиглей.

Очень важная область применения кварца — использование его в качестве предохранительного материала для термоэлементов. При построении кривых охлаждения защищенный соответствующим образом термоэлемент зачастую погружают в расплавленную массу, что сопровождается всегда резкими изменениями температуры защитной трубки. Так как проволока термоэлемента чувствительна к различным газам (водород, окись углерода), то полезно применять только газо-

непроницаемые защитные средства. В этом отношении переплавленный кварц является почти совершенным материалом, так что, за редкими исключениями, его можно рекомендовать для защиты термоэлементов в виде тонкостенной трубки возможно меньшего диаметра.

Ввиду высокой стоимости трубок из прозрачного переплавленного кварца в последнее время часто применяют трубки из так называемого непрозрачного кварца, который стоит дешевле.

Этот материал при тщательном изготовлении вполне пригоден и имеет широкое применение. Выбор защитных трубок нужно производить с большой осторожностью, так как иногда они бывают недостаточно плотными.

Вещества с силикатом глинозема, как основной составной частью (фарфор, шамот и т. д.). В противоположность кварцу эти материалы выдерживают более продолжительное нагревание при высоких температурах и применимы поэтому во всех случаях, когда дело касается расплавления веществ, не вступающих в реакцию с кремнекислым глиноземом. Поэтому их применение исключается для тех сплавов, которые способны восстанавливать кремний. Это относится, как уже упоминалось, в особенности к сплавам железо-углерод, железа с марганцем и им подобным. Чистые металлы, как железо и т. п., за исключением марганца, действуют на стенки сосуда чрезвычайно медленно, так что восстановление кремния и соответствующее изменение состава сплава, а также и разрушение стенок сосуда становятся заметными только после продолжительного времени.

В практике встречается целый ряд различных веществ этой группы, как, например, фарфор, бискуит¹, марквардтова масса и т. п. Необходимо обратить внимание на то обстоятельство, что сорта фарфора, покрытые глазурью, сохраняют абсолютную газонепроницаемость только до тех пор, пока глазурь не повреждена. При продолжительном нагревании в ней появляются тонкие трещины, и тогда в сосуде уже невозможно поддерживать вакуум, однако им можно пользоваться для работы при обычном давлении. Кроме того, глазурованные фарфоровые сосуды не переносят высокой температуры, так как глазурь плавится сравнительно легко. Следовательно, если нужно произвести плавку при очень высокой температуре, то рекомендуется пользоваться неглазурованным сосудом.

Фарфоровые сосуды большей частью не переносят резких колебаний температуры. Часто достаточно уже неравномерного нагрева плавильной печи, чтобы вызвать растрескивание сосуда. Фарфор требует, по сравнению с кварцем, более осторожного обращения, что в особенности неудобно при манипулировании с термоэлементом. Наиболее благоприятная область применения этих материалов находится в пределах температур плавки не выше 1550°.

Вещества, содержащие в основе глинозем. Применение веществ, богатых глиноземом, с химической точки зрения имеет известное преимущество. По сравнению с кремнекислыми веществами они имеют

Неглазурованный фарфор.

тот плюс, что не способны восстанавливаться в описываемых здесь условиях и это делает их в общем более употребительными. Переплавленный глинозем применяется теперь часто в виде тиглей и трупков под названием *олунда*.

Вещества, содержащие в основе магнезию. При исключительно высокой огнеупорности вещества, богатые магнием, имеют перед кремнекислотой то преимущество, что они, подобно глинозему, не восстанавливаются. Следовательно, в них можно плавить непосредственно такие сплавы, которые с кремнекислотой вступают в энергичную реакцию. В особенности это относится к сплавам железа, марганца и углерода. Химически чистая, белая магнезия применяется только тогда в качестве материала для плавильных сосудов, если к ней добавляют некоторое количество кремнекислоты. Приготовленные сосуды все же так пористы, что из них нельзя выкачать воздух. К недостаткам нужно отнести еще и то, что они чувствительны к колебаниям температуры. При неравномерном нагревании или охлаждении они легко получают тонкие трещины и щели, через которые могут просачиваться легкоподвижные жидкие сплавы. Поэтому вещества, богатые магнезией, применяются только для футеровки сосудов из углерода (графита). Для этой цели очень практичным оказался следующий метод. Тонко размельченный и просеянный свежий магнезит смешивается с равным количеством более грубого, сильно обожженного магнезита и разводится небольшим количеством воды или, лучше, насыщенным раствором хлористого магния. Этой смесью обкладывается внутренняя стенка угольного тигля, который затем медленно сохнет на воздухе в течение нескольких дней. Тигли постепенно нагреваются до 300—400° на воздушной бане до тех пор, пока и угольный тигель, и магнезитовая обкладка совершенно не высохнут. В таком состоянии тигель без дальнейшей обработки можно ввести в сильно нагретую печь, не опасаясь порчи ни магнезитовой футеровки, ни тигля. Если футеровка нанесена равномерным слоем, толщиной в несколько миллиметров, то тигель можно употреблять много раз, не опасаясь просачивания металла. Опыты, произведенные таким же образом с магнезитовым тиглем, невмазанным в угольный, показали, что уже при нагревании они растрескиваются. Вероятно, угольный тигель действует выравнивающим образом, так что магнезитовая футеровка, испытывает более равномерное повышение температуры, чем если бы она была сама непосредственно помещена в печь.

Применение защитных трубок для термоэлементов из магнезии возможно только для таких сплавов, у которых исключено образование вредных газов. Поэтому исключаются все сплавы, которые содержат углерод в растворенном состоянии. Под действием кислорода воздуха на углерод образуется окись углерода, которая проникает через стенки защитной трубки к платиновой проволоке и делает ее хрупкой.

Вещества, содержащие в основе углерод. Неспособность углерода плавиться даже при температуре вольтовой дуги, высокая тепло-

нроводность и электропроводность делают его весьма подходящим материалом для термических работ. Чтобы получить из углерода (графит, размолотый кокс) прочные сосуды, к нему прибавляют связывающие вещества, большей частью огнеупорные глины, и спрессовывают эту смесь под большим давлением. Если выбрана хорошая глина, то огнеупорность смеси заметно не страдает.

Так как важнейшие в техническом отношении металлы в расплавленном состоянии растворяют в углерод, угольные тигли должны быть покрыты магнезитовой футеровкой, об изготовлении которой изложено было выше.

Среди обычно употребляемых тигельных материалов особенно выделяются сосуды из электродного угля. Этот материал имеет еще то преимущество, что его можно обработать на токарном станке, так что форму изготавливаемого из него сосуда можно точно подогнать для любой цели.

Керамические материалы для работы при очень высокой температуре. Для печей с нагревателем из вольфрама, находящимся в рабочей камере из керамической массы, получение очень высокой температуры сводится к вопросу об огнеупорности этой керамической массы, которая должна быть приготовлена из самых чистых и имеющих высокую точку плавления окисей. Наряду с высокой точкой плавления эти окиси имеют незначительный коэффициент теплового расширения, что делает возможным быстрое изменение температуры и требует низкого давления паров для предохранения нагревателя от разъедания образующимися парами. Эти керамические материалы имеют точку плавления приблизительно 1850° . Они не содержат кремнезема, и, большей частью, состоят из прокаленного глинозема.

Из чистого прокаленного глинозема (коррафин, алунд) при подходящей величине зерна, можно легко штамповать изделия разной формы и обжигать их при 1500° ; до 1800° они не имеют усадки и поэтому могут найти себе применение до этой температуры.

Для получения еще более высоких температур в печах с вольфрамовым нагревателем служит двуокись циркония. Точка плавления этой окиси равна 2725° , линейный коэффициент ее расширения очень незначителен. Применяемая окись должна быть прокалена при 2100 — 2200° С в трубчатой угольной печи, затем нагрета при 1500° в дутьевой печи с окислительным пламенем для удаления растворенного углерода. Придание нужных очертаний производится штамповкой в формах обработанной таким образом окиси, смешанной с 10% необожженной двуокиси циркония и 15% воды. Штампованный материал после трехдневной сушки на воздухе нагревают в течение шести часов при 1500° , и тогда он готов для применения в печах с вольфрамовыми нагревателями для достижения температуры до 2650° .

2. Печка

Для металлографических целей применяются, главным образом, электрические печи, которые вытеснили преобладавшие ранее газовые печи. Электрические печи имеют те преимущества перед газовыми,

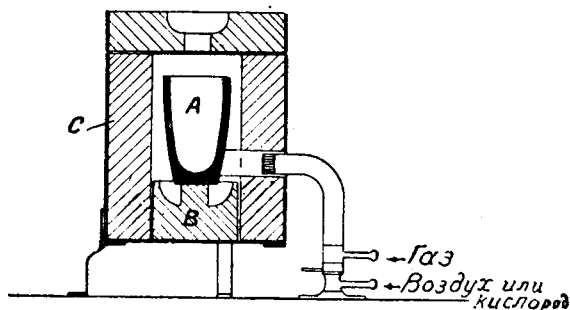
что они обеспечивают работу в чистой обстановке, делают доступными легкую регулировку, постепенное достижение и равномерное поддержание определенной температуры. Кроме того, они дают возможность нагревать вещество в химически пассивной атмосфере или в вакууме.

Газовые печи

Ввиду меньшего значения газовых печей мы только вкратце ознакомимся с ними.

Для плавки металлов и сплавов с низкими точками плавления можно употреблять горелки Бунзена (Bunsen) в виде обыкновенных воздуходувных горелок.

Таким способом можно достигать температуры до 900° , если тигель изолирован защитной трубкой от потери тепла. Особой конструкцией дутьевых печей, у которых нагреваемый тигель окружен шамотовой стенкой и поэтому со всех сторон защищен от потери тепла, и у которых воздуходувные горелки позволяют точно установить отношение количества газа к количеству воздуха, можно достигнуть температуры до 1400° . Еще более высоких температур можно достичь только в том



случае, если вводить газ и воздух при большем давлении или если добавлять к воздуху кислород.

На фиг. 144 схематически изображена конструкция такой печи¹, горелка которой (так называемая горелка Мекера) (Meeker) работает на дутье с повышенным давлением или позволяет вводить добавочный кислород. Тигель А помещается на съемной подставке В. Шамотовый цилиндр С, в нижней части которого помещена горелка, служит боковой изоляцией тепла. Пламя подымается по винтообразному жолобу в стенке С вдоль тигля и уходит наружу через отверстие в верхней крышке.

В так называемой лучевой печи (Steinstrahlöfen) достигается особенно экономное расходование газа, благодаря весьма удобному распределению его в печи. Газ и воздух смешиваются и сжигаются

Фиг. 144. Газовая печь с горелкой Мекера.

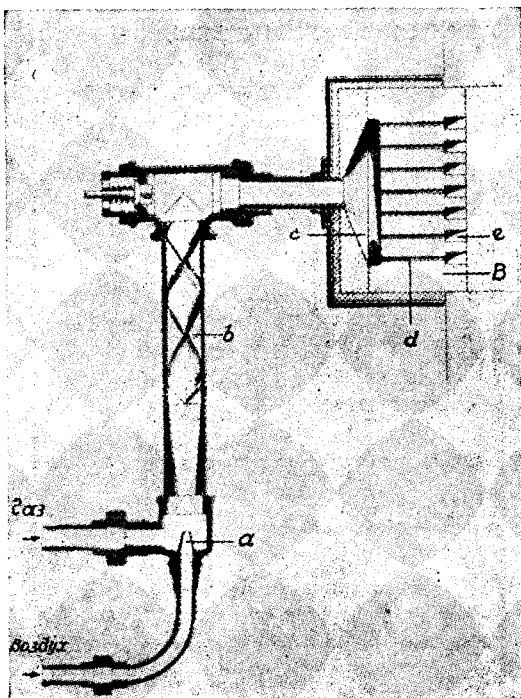
¹ Изготавливается фирмой П. Ф. Дюжарден и К-о, Дюссельдорф.

под давлением в камерной горелке. На фиг. 145 изображена горелка лучевой печи¹.

Воздух вводится под давлением и, проходя через сопло *a*, засасывает газ. После смешения в насадке *b* смесь газа и воздуха проходит в камеру *c* и из нее в каналы горелки *B*. Каналы *d* переходят у выхода из горелки в отверстия большого диаметра (Pfeifen), в которых

и происходит полное сгорание. Благодаря этому камная масса между отверстиями сильно нагревается и теплота с наружной поверхности камня переходит путем излучения в рабочее пространство печи.

Другие конструкции газовых печей для металлографических целей приведены в работах Фридриха (1).



Фиг. 145. Горелка лучевой печи.

Электрические печи

Исключительные преимущества, которые имеют электрические нагревательные приборы для металлографических целей, привели к тому, что в настоящее время употребляются почти исключительно электрические печи. Конструкции этих печей насчитываются сотнями, что объясняется различными условиями работы. В частности можно упомянуть на фирмы Борхерс и Штелер (Borchers и Stähler)².

Электрические печи для металлографических работ построены по принципу сопротивления. По этому принципу нагреваемый или расплавляемый металл помещается в сосуд, который нагревается в печи помощью так называемого нагревателя. Под нагревателем в дальнейшем будем всегда понимать ту часть печи, температура которой поднимается на нужную высоту непосредственным действием тока и которая отдает свою теплоту нагреваемому телу. В так называемых высокочастотных печах нагревание происходит индуктированным током.

Для печей с проволочной или ленточной обмотками, рабочая температура которых превышает 1300°, необходимо в качестве материала

¹ Изготавливаются фирмой Фр. Крупп А. О., Эссен-Рур.

² Для нас гораздо больший интерес представляют печи завода «Термоэлектрон-прибор» в Ленинграде, а также печи фирм: Гереус, Курт-Рети, Дюжарден, Сименс. Электро-Шальт-Верке, Карл Иссем и др. — *Ред.*

сопротивления применять металлы с высокой точкой плавления, как, например, молибден и вольфрам. Для достижения высоких температур также пригодны печи с силитовыми стержнями, угольными спиралями, угольными трубками или зерненым углем (материалы сопротивления).

Требования, предъявляемые к электрическим печам, следующие: быстрота получения нужной температуры и достаточная регулируемость.

Электрические печи с проволочной и ленточной (из фольги) обмотками

Ввиду того, что внутреннее сопротивление этих печей довольно велико, можно пользоваться нормальным осветительным током, не трансформируя его в ток меньшего напряжения. Так как в большинстве случаев необходимо иметь возможность регулирования температуры печи, рекомендуется включать в цепь тока регулирующее сопротивление (реостат).

Изготовление печи. Печь состоит из двух частей — нагревателя и теплоизолятора.

Нагреватель представляет собой трубку из огнеупорной массы, обмотанную проволокой или лентой, соединенной с источником тока. Материал сопротивления должен иметь, кроме высокой точки плавления, высокую сопротивляемость окисляющему действию. Лучше всего для этого подходит платина, которая, правда, весьма дорога. Фирма Геревус¹ (Ганау) уже много лет выпускает печи, у которых нагревателем является трубка из марквардтовой массы, обернутая платиновой лентой. Тщательное изготовление дает удовлетворительную стойкость печей в соответствующем интервале рабочих температур. Наряду с широким распространением этих печей необходимо все-таки указать на некоторые их особенности, которые нужно было бы принять во внимание в целях удлинения срока их службы.

Сначала наблюдается, что при очень высоких температурах платиновая фольга все более и более заметно возгоняется. Скорость, с которой она вследствие этого разрушается, тем больше, чем тоньше фольга. Далее (на что указывалось и ранее) необходимо заботиться о том, чтобы избегать химических воздействий. В этом отношении возможности разрушения фольги достаточно многочисленны.

Вкратце уже указывалось на влияние газа на платину. В общем восстановительные газы вредны для платины, особенно если они содержат углерод. Достаточно допустить на несколько минут соприкосновение платины с окисью углерода при температуре 1400°, чтобы сделать платину хрупкой. Следовательно, если по ходу работы в печи имеется восстановительная атмосфера, то следует защитить нагревательную трубку от газа посредством газонепроницаемой рабочей трубки. Окислительные газы менее вредны, воздух и абсолютно чистый кислород, новидимому, не влияют на продолжительность службы платиновой обмотки. Возможно также химическое воздействие под влиянием

¹ Хорошие печи изготовляет наш советский завод «Термоэлектроприбор». — Ред.

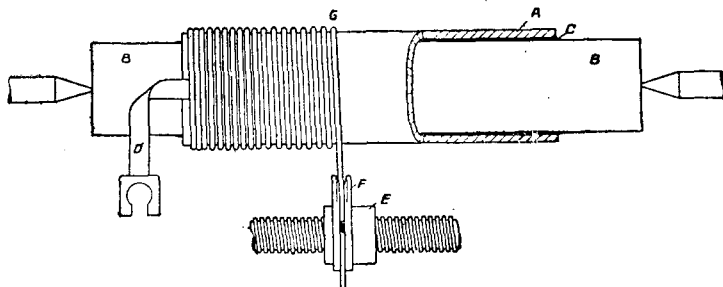
электролиза. Объяснение этого явления заключается в том, что при высокой температуре большинство огнеупорных веществ делаются проводниками и разрушаются при этом током. Между отдельными витками платиновой спирали возникает разность напряжения. Как только температура достигла определенной высоты, начинается электролиз — частичным разложением той части трубки, по которой протекает ток. Действующая как катод часть платины, под влиянием электролиза начинает разрушаться и вызывает полное разрушение фольги. Этот процесс при прочих равных условиях протекает тем быстрее, чем ниже точка плавления огнеупорного материала. Местное понижение точки плавления может наступить вследствие загрязнения трубки, или спеканием глазурированной фарфоровой рабочей трубки (см. стр. 165), или некоторыми окислами, из которых особенно большую опасность представляют окислы железа и марганца. Пары металлов, которые могут проникнуть через фарфор, также действуют на платину.

Внутренняя поверхность нагревательной трубки должна предохраняться с исключительными предосторожностями от спекания с посторонними веществами, что, к тому же, часто приводит к растрескиванию трубки при охлаждении. У печей, в которых часто достигается высокая температура, рекомендуется переключать полюса после каждого нагревания. Даже и в этих печах постоянную температуру можно получить только тогда, когда отдача тепла достаточно равномерна. При пользовании рабочей трубкой безусловно необходимо заботиться о том, чтобы между ней и нагревательной трубкой не было воздушной тяги. Для продолжительных опытов лучше всего включить печь в цепь батареи аккумуляторов, напряжение которой можно с помощью регулятора поддерживать постоянным¹.

Самым дешевым и распространенным материалом, применяемым для изготовления нагревателей, является нихром с присадкой железа или без него, который изготавливается в виде проволоки или лент. Содержание хрома составляет выше 15%. В продаже существует, под названием хронин, сплав хрома с никелем, удельное электро-сопротивление которого в круглых цифрах равно 0,85 Ω на 1 м длины и 1 мм² поперечного сечения. Температурный коэффициент составляет всего 0,000265. Кроме того, для нагревателей применяется сплав хрома, никеля и железа под названием «Секаз», который пригоден для лабораторных печей. Удельное сопротивление проволоки «Секаз» равно 1,0 Ω , температурный коэффициент — 0,00017. Ниже подробно описано изготовление печи из нихромовой проволоки. Трубку А нужного диаметра (фиг. 146) из неглазурированной марквардтовой массы надевают на деревянный цилиндр В. Для укрепления трубки на цилиндре промежуточное пространство между трубкой и деревом заливают парафином С и все это устанавливают на токарный станок с ходовым винтом. Сначала с помощью нити укрепляют по обоим концам

¹ Нельзя согласиться с автором, рекомендующим работать на аккумуляторах; правильнее и удобнее обеспечить лабораторию током постоянного напряжения. *Ред.*

токопроводящие пластинки *D* из платиновой жести. Вместо платиновой полосы можно применять густо навитую проволоку из нихрома. Затем трубку *A* обвивают нихромовой проволокой, причем на суппорте *E* токарного станка вместо резца укрепляется вилкообразная стальная деталь *F*, по желобку которой скользит проволока, наматываемая на трубку. Соответствующей установкой шестерен, подобно тому как при нарезке резьбы, расстояние между отдельными витками сохраняется постоянным и обмотка равномерно распределяется по всей длине трубки. Рекомендуется на концах трубки делать витки гуще, чтобы выравнивать потерю тепла на торцевых поверхностях печи. Концы обмотки привязываются тончайшей вязальной проволокой к трубке.

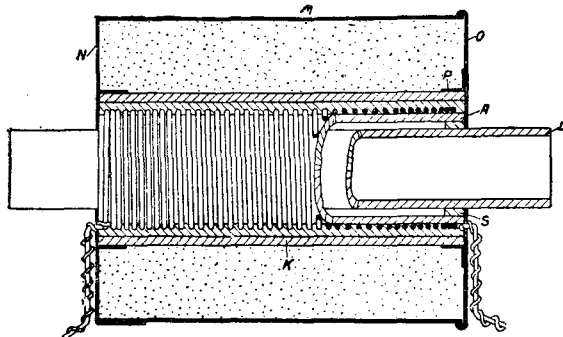


Фиг. 146. Обмотка фарфоровой трубки нихромовой проволокой.

Затем трубку снимают со станка и пространство между витками заполняют огнеупорной глиной. Для этой цели смешивают одну часть сильно прокаленной глины с одной частью сырой глины и таким количеством воды, чтобы получить густую массу, которая затем наносится на обмотку. При этом совершенно заполняют пространство между витками и, кроме того, проволоку покрывают тонким слоем глины. Потом высушивают на воздухе и намазывают 2-3 миллиметровый второй слой той же смеси, к которой прибавлена $\frac{1}{2}$ части графита. После того, как этот слой высох на воздухе и подмазаны могущие возникнуть при сушке трещины, трубку обвивают асбестовым шнуром и снова покрывают глиной, содержащей графит. После высушивания трубку помещают в воздушную баню с температурой около 200° , и расплавив парафин, снимают трубку с деревянного цилиндра. Только после удаления всей влаги испарением, нагревательная трубка устанавливается в тепловой изолятор (корпус печи), как это изображено на фиг. 147. Он состоит из широкой жестяной трубы *M*, закрываемой двумя жестяными крышками, из которых *N* — съемная, а *O* — укреплена наглухо. К крышке *O* приклепана насадка *P*, которая придает устойчивость трубе из Марквардтовой массы *K*. Эта трубка укрепляется по месту, и пространство между *M* и *K* заполняется асбестовой ватой или кизельгуром и закрывается крышкой *N*, что и закрепляет трубку *K* в нужном положении. Затем приготовленную соответствующим образом нагревательную трубку вдвигают в этот защитный цилиндр и заполняют пространство между асбестовой обмоткой и трубкой

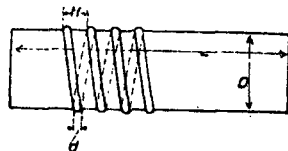
К мелкозернистым электродным углем. Для сохранения печи рекомендуется вводить нагреваемые тела не непосредственно в нагревательную трубку, а применять для этой цели отдельную рабочую трубку L , защищенную шамотовым кольцом S .

Точно таким же способом можно изготовить нагреватель из платиновой проволоки, которая позволяет достигать более высоких температур,



Фиг. 147. Печь с обмоткой из нихромовой проволоки.

но стоит значительно дороже. Так как платина при долгом контакте с шамотом делается слегка хрупкой, вероятно за счет растворения кремния, рекомендуется делать изоляцию из алюмината кальция и тщательно избегать добавок, содержащих углерод. Приготовление алюмината кальция происходит, по Будуару (1) (Boudouard), следующим образом. Одна часть прокаленной извести в виде тонкого порошка растирается в ступке с чистейшим глиноземом, приготовленным путем прокаливания аммиачных квасцов; смесь расплавляется в тигле и жидкость хорошо размешивается. Затем расплавленную массу выливают на пластинку из жести. При этом жидкость быстро затвердевает и ее снова измельчают. Одна часть полученного порошка тщательно перемешивается в шаровой мельнице с одной частью сильно прокаленного и одной частью слабо прокаленного глинозема (что достигается неполным кальцинированием аммиачных квасцов) и затем готовится густое тесто на воде. Если обмоткой трубки является платиновая проволока, то ее покрывают этим тестом и оставляют медленно сохнуть. В случае образования при этом трещин, их замазывают той же массой.



Фиг. 148.

Выбор необходимой проволоки, т. е. расчет обмотки, производят, исходя из имеющегося в распоряжении напряжения и из размеров печи. Большею частью основываются на следующем: задается диаметр нагревательной трубки, затем дается напряжение сети и максимальная температура, которую нужно получить в печи. Необходимо определить поперечное сечение и длину проволоки или ленты. Рекомендуется вести расчет таким образом, чтобы при максимальной температуре печь была замкнута накоротко и добавочное сопротивление, следовательно, было совершенно выключено, так как при этом потребление тока наименьшее. Естественно, что потребная сила тока для хорошо изолированной от потери тепла печи меньше, чем для плохо

изолированной. Помещенные ниже данные пригодны лишь при соблюдении всех вышеуказанных условий изготовления печей с проводочной обмоткой. В приводимых выводах использованы (в соответствии с фиг. 143) следующие обозначения:

- D — внешний диаметр нагревательной трубки в миллиметрах;
- L — длина нагревательной трубки в миллиметрах;
- H — шаг обмотки (высота витка);
- d — диаметр нихромовой проволоки в миллиметрах;
- l — длина нихромовой проволоки в миллиметрах;
- I — сила тока в амперах;
- E — напряжение тока в вольтах;
- W — общее электросопротивление проволоки;
- ρ — удельное сопротивление проволоки в омах на метр длины и квадратный миллиметр поперечного сечения ($\rho \approx 0,8-1$ для нихромовой проволоки).

Для обычного типа печи рекомендуется выбирать длину нагревательной трубки L в 8—10 раз больше диаметра. Чем длиннее печь, тем меньше проявляется охлаждающее действие торцевых поверхностей O и N (фиг. 147) и тем на большем протяжении трубки держится постоянная температура. Свободное промежуточное пространство между отдельными витками целесообразно выдерживать равным 2-3 мм, в зависимости от толщины проволоки, что для проволоки толщиной в 1—1,5 мм дает шаг винтовой линии 3—4,5 мм. Длина витка округленно равна πD мм, число витков определяется величиной $\frac{L}{H}$, значение которой лежит, следовательно, между $\frac{L}{3}$ и $\frac{L}{4,5}$.

Таким образом общая длина l навиваемой на трубку проволоки

$$l = \frac{\pi D \cdot L}{H}. \quad (1)$$

Если продолжительное время поддерживать определенную температуру, то теряемое печью в окружающее пространство тепло должно компенсироваться током. Секундная потеря тепла стенками печи растет пропорционально температуре внутри нагревательной трубки; она будет тем меньше, чем меньше теплопроводность изолирующего вещества, находящегося в защитном цилиндре M (на фиг. 147 обозначен пунктиром). Для соотношений, имеющих место в электрических печах, до сих пор не было проведено систематических исследований по определению потерь теплоты. Количество тепла, доставляемое электрическим током в секунду, выраженное в калориях

$$Q = 0,24 I^2 \cdot W. \quad (2)$$

Количество тепла Q должно компенсировать потерю теплоты. Рекомендуется определить последнюю для различных температур печи, тогда можно будет выбрать наиболее благоприятные соотношения для определенной конструкции печи. Так как в настоящее время мы не располагаем необходимыми общими данными, приходится

пользоваться некоторыми экспериментальными величинами. Для большинства металлографических работ достаточно рассчитывать толщину проволоки так, чтобы при выключенном добавочном сопротивлении сила тока была бы равна 10—20 А [причем первое из этих двух значений следует брать для небольших печей (диаметр нагревательной трубки 20—30 мм), а последнее — для больших печей (диаметр нагревательной трубки около 40—60 мм)].

По закону Ома

$$I = \frac{E}{W} \quad (3)$$

Сопротивление W равно:

$$W = \frac{\rho \cdot l}{\frac{\pi}{4} d^2} = \frac{4 \cdot \rho \cdot l}{\pi d^2} \quad (4)$$

Из уравнений (3) и (4) получаем:

$$I = \frac{E \cdot \pi \cdot d^2}{4 \cdot \rho \cdot l} \quad (5)$$

$$d = \sqrt{\frac{4 \cdot I \cdot \rho \cdot l}{\pi \cdot E}}$$

Пример. Требуется определить длину и толщину нихромовой проволоки, которую нужно навить на трубку с внешним диаметром 40 мм и длиной 500 мм. Напряжение тока, имеющееся в распоряжении, равно 110 вольтам.


По уравнению (1) длина проволоки.

$$l = \sim \frac{\pi \cdot 40 \cdot 500}{4} = \sim 15700 \text{ мм.}$$

По уравнению (5) определяем диаметр:

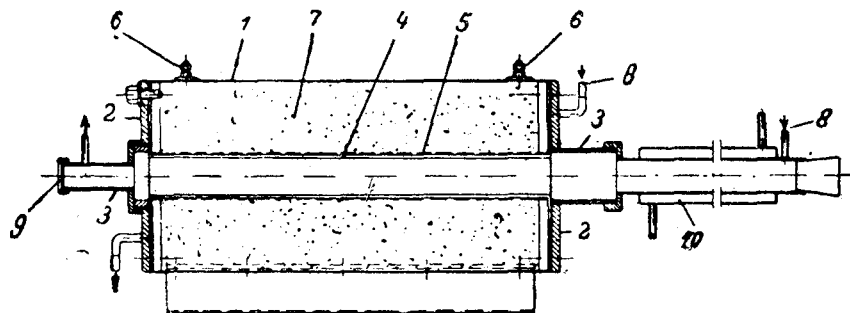
$$d \cong 1,9 \text{ мм.}$$

Принимая, что $I = 20$ А и $\rho = 1,10$, берем проволоку толщиной в 2 мм и длиной 16 м.

Бифилярная (двойная) обмотка. При описанном способе обмотки нагревательной трубки, обмотка, подобно катушке, действует сильно намагничивающим образом на находящийся внутри ее образец. Если требуется исключить магнитное действие обмотки, то нагревательную трубку обматывают бифилярно, вследствие чего ток проходит через рядом расположенные витки в противоположном направлении. Магнитное действие благодаря этому уничтожается. Для осуществления подобной обмотки проволоку перегибают посередине, как это здесь показано, , и обматывают трубку одновременно обоими концами

проволоки, которые, естественно, не должны соприкасаться ни в одной точке.

Наряду с печами с нихромовой и платиновой обмотками, нужно упомянуть о печах с молибденовой и вольфрамовой обмотками, которые позволяют достижение более высоких температур. Вольфрам и молибден легко окисляются, что при применении их в качестве материалов сопротивления для лабораторных печей является недостатком, который делает необходимым применение газовой защиты — водорода или смеси 75% N_2 и 25% H_2 . На фиг. 149 представлена трубчатая печь с обмоткой из вольфрамовой проволоки по Фезе (Fehse).



Фиг. 149. Трубчатая печь с обмоткой из вольфрамовой проволоки.

Печь состоит из жестяного кожуха 1 и двух металлических шайб 2, укрепленных с его торцевых сторон. Шайбы снабжены патрубками 3. В патрубке устанавливается и замазывается с переднего конца нагревательная трубка 4. Вольфрамовая проволока для нагрева 5 (можно применять также и молибденовую) приключается к соединительным патронам 6, которые изолированы от кожуха. Густота обмотки проволоки удваивается, по сравнению со средней частью, на обоих концах трубки на протяжении $\frac{1}{5}$ длины последней. Благодаря этому охлаждающее действие наружной поверхности уменьшается и можно получить равномерную температуру по всей длине трубки. Высота хода обмотки на обоих концах равна 0,18, в середине трубки— 0,4 см. Для уменьшения излучения кожух вокруг трубки заполняется кизельгуром или каолином 7. Через кожух при работе проходит газ, путь которого указан стрелкой и цифрой 8. Кожух должен быть непроницаемым. Через трубку также по всей длине проходит газ. 9—стекло для наблюдения за нагреваемым телом. Образец после нагревания может охлаждаться в холодильнике 10, причем печь не выключается.

До включения через печь в течение 10 минут пропускают газ, затем печь нагревается в течение часа до максимальной температуры. Время охлаждения при постоянном протекании газа равно приблизительно 3 часам. Продолжительность службы такой печи при подобном методе эксплуатации равна 200—300 кампаниям по 8 часов.

Стержневые печи

Наряду с печами с металлической обмоткой в лабораториях часто применяются печи со стержнями. Три или более стержней укрепляются вокруг нагревателя, — трубки из огнеупорного материала, как и у печей с проволочными обмотками, — таким образом, чтобы их оси (по длине) были параллельны оси печи. Защита от потери тепла осуществляется таким же способом, как и у печей с проволочной обмоткой. В первую очередь, применяются силитовые стержни. Силит — трудно перегарающее вещество, содержащее карбид кремния. Название «силитовые стержневые печи» не является всегда правильным, так как силит применяется также в виде трубки, в которой сделана спиральная прорезь. Эта прорезь настолько повышает сопротивление стержня, что подобная силитовая печь может быть включена непосредственно на 110 или 220 вольт. При непрерывной работе можно достигнуть 1400°C . Температуры до 1500° , устанавливаемые даже на непродолжительное время, ведут к постепенному разрушению печи¹.

Реже применяются печи с нагревательными стержнями из вольфрама, так как вольфрам требует защиты от окисления, уже ранее описанной.

В печах со стержнями из вольфрама можно работать с температурой в 2500° и даже 2600° при продолжительности службы для 2600° равной 3 месяцам. Стержни для нагревания очень многочисленны и образуют собой трубку, которая сама является нагревателем. Защитой от излучения служат кольца из двуокиси циркония, прокаленные при высокой температуре.

Регулирующие сопротивления (реостаты). Устройство регулирующего сопротивления зависит от максимальной силы тока в цепи и желаемого числа ступеней регулировки (плавности). Для этой цели очень практичными являются проволочные реостаты Руштрата (Ruhstrat), которые состоят из проволоки, навитой на шиферный или фарфоровый цилиндр, и устанавливаются на ту или иную величину сопротивления скользящим контактом.

Расчет сопротивления производится точно таким же образом, как и расчет проволоки для обмотки печи. Определяют минимальную и максимальную силу тока, а также силу тока в отдельных промежуточных ступенях регулировки и рассчитывают потребную для включения длину проволоки. Желательно выбирать для реостатов материалы с высоким сопротивлением и низким температурным коэффициентом, как крупин, секаз, нихром, нейзильбер и т. п.

Печи с углем как материалом сопротивления

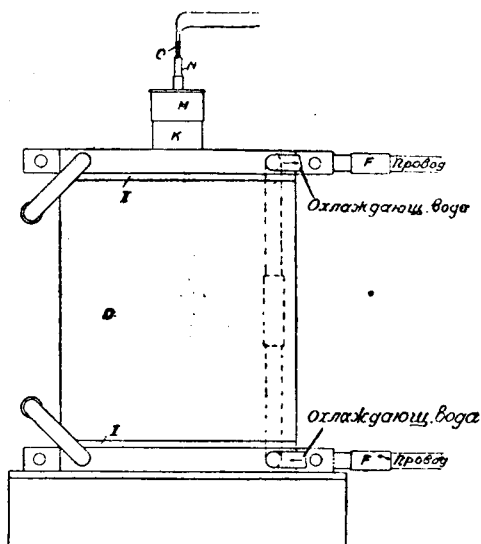
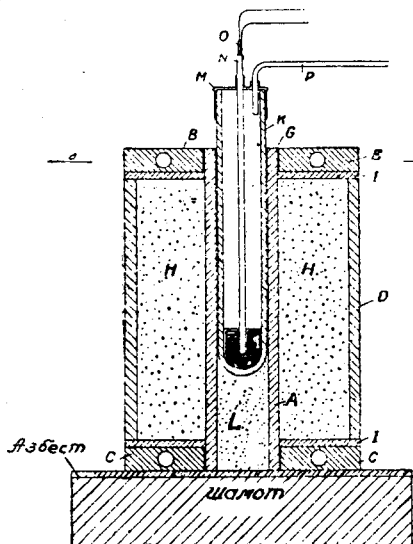
{Если в течение продолжительного времени необходимы температуры выше 1300° , то можно с успехом применять печи с угольным сопротивлением, которые весьма пригодны для этой цели вследствие

¹ В настоящее время имеют широкое применение камерные печи с силитовыми стержнями, как лабораторного (малые), так и полужаводского (большие) типа. Работа на них весьма удобна. — *Ред.*

высокой точки плавления угля. Но уголь все же окисляется, и электросопротивление нагревателей поэтому во время работы печи изменяется. В виду этого регулируемость данных печей далеко не может быть так точна, как у печей с проволочной обмоткой. Этот недостаток, однако, отсутствует у тех печей, у которых нагреватель предохраняется от окисления тем, что помещается в вакууме. Ниже будут описаны вакуумные печи с угольными спиралями. Угольные печи большей частью не требуют хорошей регулировки, так как в первую очередь применяются для расплавления металлов.

Короткозамкнутые печи Таммана с угольной трубкой

В короткозамкнутой печи Таммана нагреватель состоит из угольной трубки. Так как электросопротивление угля очень мало, необходимо применять высокие плотности тока. Для этой цели рекомендуется пропускать переменный ток через находящийся около печи трансформатор, сообщая ему при этом соответствующие напряжение и силу тока.



Фиг. 150. Печь Таммана. Разрез *cd*

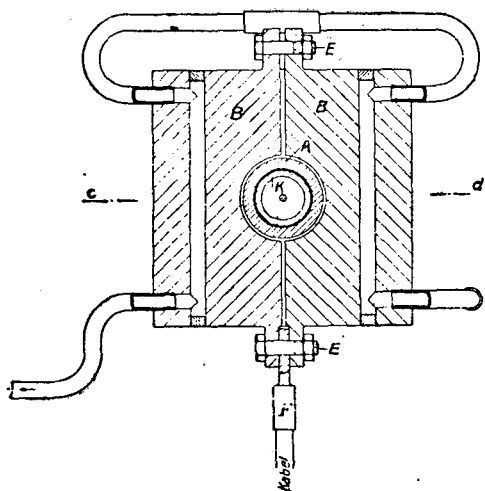
Фиг. 151. Печь Таммана. Внешний вид.

Регулирование силы тока лучше всего осуществляется с помощью регулировочного трансформатора, который гораздо экономичнее реостата.

На фиг. 150—152 представлена печь, конструкция которой сходна с предложенной Рэйдтом (Raydt), а на фиг. 153 схематически изображено общее расположение установки. Относительно размеров следует заметить, что фиг. 150—152 соответствуют масштабу 1 : 3.

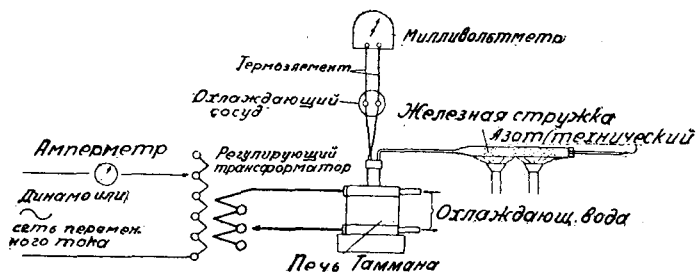
Собственно нагреватель состоит из угольной трубки А, к которой через две медных пластины В и С подводится ток. Последние, как видно

из разреза *ab*, имеют в себе отверстия, через которые проходит вода для охлаждения. Поверхности соприкосновения между медными пластинами и угольной трубкой остаются, таким образом, холодными и переходное сопротивление во время разогрева угля не изменяется. Кроме того, работа с холодными пластинами значительно удобнее. Каждая из контактных пластин состоит из двух частей, которые соединены болтами *E* друг с другом и с подводющим ток проводом *F*. До укрепления трубки целесообразно обернуть оба ее конца отожженной тонкой медной жстью *G*, чем устраняется вредное действие незначительных несоответствий между формой угольной трубки и медного зажима.



Фиг. 152. Печь Таммана. Разрез *ab*.

Тепловая защита осуществляется широкой шамотовой трубкой *D*. Пространство *H* между шамотовой и нагревательной трубками заполнено зерненным углем (угольная мелочь), который изолирован асбестовым картоном *I* от подводющих ток пластин *B* и *C*, а также и от нагревательной трубки *A*. Сосудом для плавления служит пробирка Таммана *K*, которая опирается на набивку из зерненого угля *L*. Последняя может быть изолирована от угольной трубки асбестовым картоном. Для охлаждения достаточно подвести к медным пластинкам с помощью рукава воду из водопровода.



Фиг. 153. Схема установки печи Таммана.

На фиг. 153 схематически представлена полная установка.

Угольная короткозамкнутая печь очень удобна, так как в ней быстро достигается желаемая температура и регулировка может произ-

водиться в весьма широких пределах. Стоимость ее, правда, достаточно высока — вследствие наличия трансформаторов и приспособлений для регулировки.

Угольные печи (с угольной мелочью)

Непосредственное применение тока более высокого напряжения (от 100 до 200 вольт) возможно при употреблении в качестве материала для сопротивления угольной мелочи. Ее можно изготовить простым способом, измельчая бывшие в употреблении угли от дуговых ламп или подобный им материал и разделяя просеиванием зерна различной величины (величина зерна от 0,5 до 2 мм). Преимущества применения зерненого угля как материала для сопротивления стало известным, главным образом, благодаря работам Бронна, Симониса и Рике, Борхерса и Гаркорта (Bronn, Simonis и Rieke, Borchers и Harkort). Приводим (по Гаркорту) приблизительные значения удельного сопротивления (в омах на см³) для расчета поперечного сечения печи.

Электросопротивление зерненого угля

Сорт угля	Удельное сопротивление при 1300°
Зерненный уголь. Марка Ао (Сименс)	1,1
» » » Во »	2,3
Криптол, тонкозернистый, блестящий	0,47

Печи Фридриха. Для приготовления в пробирках Таммана плавок небольшого веса Фридрих построил очень удобную угольную печь, которая может быть с успехом включена в сеть с напряжением 100—200 вольт. Включая в цепь тока реостат, можно регулировать температуру, хотя и в незначительных пределах. Преимущество этой печи заключается, главным образом, в ее малой стоимости, так как в преобразовании тока нет необходимости. На фиг. 154 представлена подобная печь. *A* — сосуд для плавления, *C* и *C'* — угольные электроды, подводящие ток. Корпус печи *D* представляет собой массив из огнеупорного материала, в котором выемка *B* наполнена зерненым углем. Устройство нагревательной камеры *B* хорошо видно на вертикальной проекции. Кроме нагревательной камеры, в печи сделаны четыре сквозных цилиндрических отверстия, которые служат для охлаждения стенок и предохраняют печь от преждевременного растрескивания.

Лабораторные печи Крупна. Описанные ниже печи зарекомендовали себя при приготовлении тугоплавких сплавов всех видов, в особенности ферросплавов. В продаже имеется три типа печей.

Самая малая модель позволяет расплавить 2—2 1/2 кг, наибольшая — 6—12 кг. Третий тип — вакуумная печь емкостью 2 кг. Она дает возможность не только плавить металл в безвоздушном пространстве, но и разливать его в нем. Кожух печи А (фиг. 155) устанавливается подвижно на стойках В. Ток проходит от мест присоединения (стойки подшипников) через изолированные, находящиеся на подвижной оси, контактные кольца С. От одного кольца провод идет

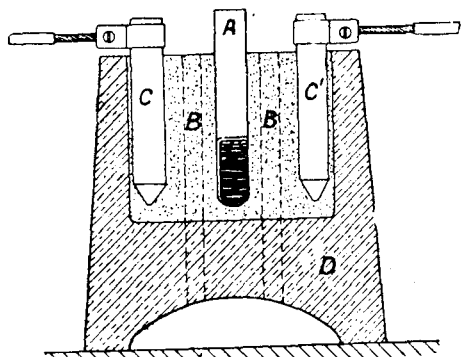
через дно кожуха к угольному электроду D в железной оправе, от другого кольца — к угольному кольцу E, также в железной оправе. Между электродами находится слой криптола F, служащий нагревателем плавильного тигля. Поперечное сечение этого проводящего ток слоя должно быть постоянным. Только вблизи нижнего электрода поперечное сечение несколько уменьшено — для лучшего прогрева дна печи.

Материалом для тигля G может служить графит, магнетит или циркон.

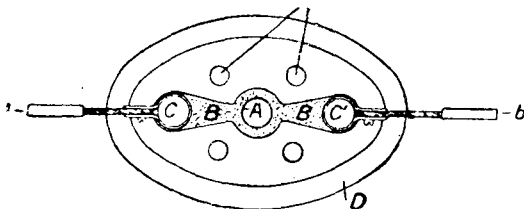
Так как тигли из графита обладают собственной проводимостью, то они должны быть защищены от криптола пастой из магнетита и патоки. Графитовые

тигли большей частью вполне пригодны для сплавов меди и алюминия. Они обладают тем преимуществом, что при известных условиях после охлаждения их можно снова использовать.

В тех случаях, когда желательнее исключить возможность попадания в сплав углерода и кремния, применяются тигли только из магнетита и циркона. Сильно обожженные магнетитовые тигли весьма редко можно получить без трещин. Не имеющие трещин тигли обычно недостаточно обожжены и при высоких температурах растрескиваются. Склонность магнетита к растрескиванию обусловливается большой усадкой при неотором определенном содержании влаги в необожженном тигле. Следующий способ изготовления дает вполне пригодный для плавления сосуд. Обожженный до окаливания (спекания) магнетит свободно насыпается в форму между бумажными стенками и внутренней жестяной стенкой (без доступа влаги). Вообще при изготовлении новой футеровки печи все ее части формуется подобным

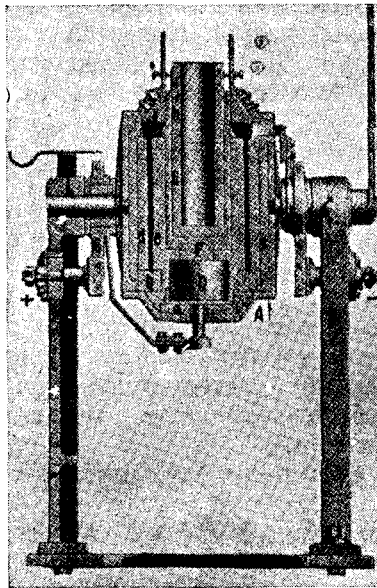


*Цилиндрич. отверстия
для охлаждения*

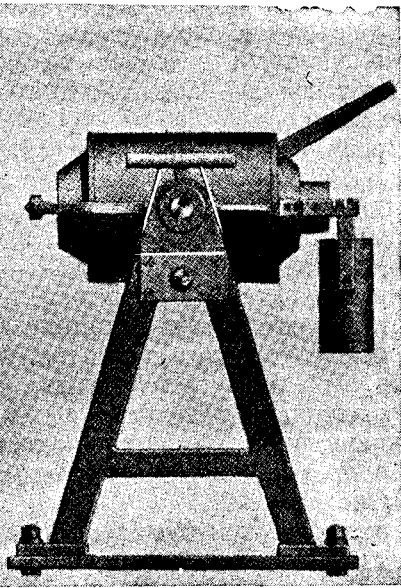


Фиг. 154. Печь Фридриха для зерненого угля.

же образом — т. е. насыпаются между бумажными стенками. При нагревании тигля вся обмуровка разогревается, и магнетит при этом спекается. Сгоревшие бумажные оболочки образуют изолирующие воздушные прослойки, а жестяная оболочка плавится и выливается опрокидыванием. Подобным способом не только избегают нередко затруднительного приобретения фасонных кирпичей и тиглей, но и получают гарантированно плотную футеровку тиглей и печей. Из окиси циркона аналогичным способом можно также изготовлять превосходную футеровку тиглей и печей, причем окись циркона должна быть хорошо обожжена (до спекания) при возможно более высокой температуре, так как сырая окись циркона дает усадку еще в большей степени, чем магнетит.



Фиг. 155. Крупповская лабораторная печь, нагреваемая угольной мелочью. Продольный разрез.



Фиг. 156. Крупповская лабораторная печь в положении перед отливкой. Общий вид.

Устройство обмуровки. *a, b* (фиг. 155) — фасонные части из шамота, изготовленные специально для этих печей и не требующие замены. Все остальные части футеровки, требующие замены, изготовляются вышеописанным способом. Наружный слой с предназначен для тепловой изоляции печи и состоит из разложившейся обожженной извести. Для усиления изоляции железный кожух можно выложить листом асбеста. Бумажным кожухом разделяется собственно части футеровки печи *d* и *e*. Они отделяются друг от друга слоем бумаги из нескольких листов, чтобы получить большой воздушный изоляционный слой. Для *d* могут быть использованы бывшие в употреблении старые

магнезитовые тигли; *e* необходимо изготавливать из свежего, обожженного до спекания магнезита или окиси циркона. Слой криптола *F* также отделяется бумагой. Тигель *G* имеет внутри чехол из железной жести (толщиной 1—2 мм) с промежутком в несколько миллиметров, чтобы расширение происходило свободно.

Огнеупорная масса тигля состоит из двух третей порошка и одной трети зерен (до 3 мм). Так как материал тигля может спекаться только до уровня верхнего электрода, то верхняя часть тигля должна состоять из обожженной насадки. Эта насадка выдерживает большое количество обмуровок. Чтобы предупредить растрескивание насадки, ее обматывают проволокой или железными обручами и хорошо притирают к нижней части тигля. Насыпание обмуровки в формы происходит одновременно во всех ее частях с тщательным наблюдением за тем, чтобы не произошло смешения отдельных частей. При этом засыпка утрамбовывается деревянными брусками. Для того, чтобы масса *i*, находящаяся над верхним электродом, не спекалась, ее готовят из цемента.

Время изготовления всей обмуровки печи равно четырем часам. Вставка нового тигля выполняется за 45 минут.

При пуске печи в ход нагрузку повышают постепенно с целью достигнуть приблизительно за 2 часа постоянной нагрузки и температуры плавления стали (8 kW — для печи емкостью 2 кг и 16 kW — для печи в 10 кг). Крышка тигля при этом должна быть плотно закрыта. Ее открывают только тогда, когда по выделению паров узнают о расплавлении жестяного цилиндра. Прежде чем вылить расплавившуюся жель, криптол утрамбовывают, выключив предварительно ток, затем уплотняют криптол скрученным асбестовым шнуром с целью помешать ему высыпаться при опрокидывании.

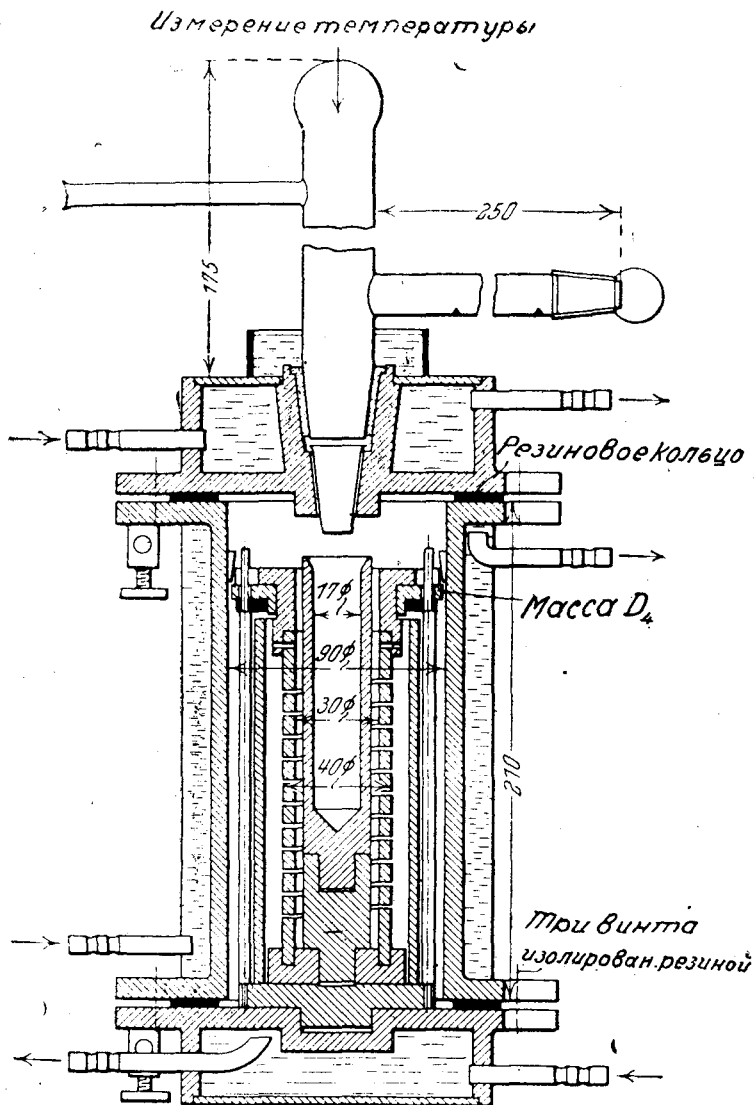
Во время плавления необходимо следить за тем, чтобы засыпка не зависала.

Расход энергии на килограмм стали равен 1,8—2,5 kWh. Чем дольше находится печь в действии, тем сильнее понижается напряжение и повышается сила тока, так как магнезит также токопроводим. Сила тока обычно достигает величины не более 300 А у печи на 2 кг и не более 600 А у печи на 10 кг. В одном тигле можно произвести, не выключая печи, шесть и более плавов, после чего при температуре жидкой стали футеровка тигля настолько разрушается действием шлаков, что тигель необходимо заново обмуровать. При более низких температурах стойкость тигля значительно выше. После каждой плавки необходимо утрамбовывать слой криптола и пополнять его.

Вакуумные печи

В процессе научных исследований иногда желательно, а часто и необходимо, совершенно исключить влияние действия атмосферы при нагревании металла. Лучшую гарантию дает метод работы в вакууме, который за последние годы приобрел большое значение. Был предложен ряд вакуумных печей, конструкцией которых занимались

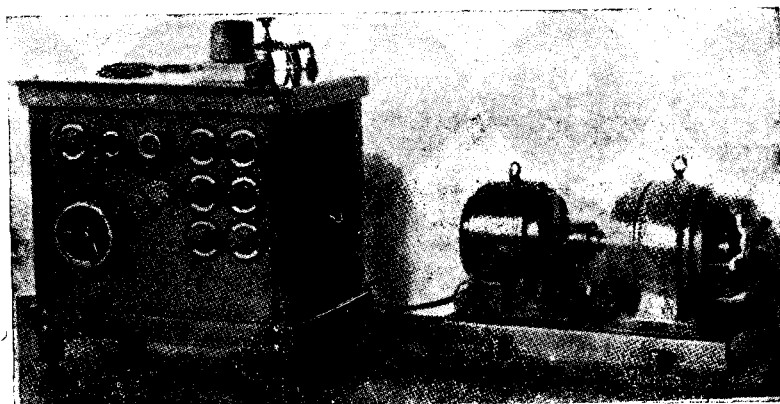
в особенности А. Мюллер, Обергоффер (2), Руфф, Арсем и Диргартен Ruff, Arsem и Diergarten). На фиг. 157 представлена угольная спи-



Фиг. 157. Вакуумная печь с угольной спиралью для определения газов в металлах.

ральная вакуумная печь, применяемая для определения газов в железе и стали по методу «горячей экстракции», предложенному Диргартенем.

Корпус печи закрывается крышкой. Он окружен охлаждающей рубашкой. Крышка также охлаждается водою. На дне, в нижнем зажиме, находится угольная спираль, которая укрепляется также и в верхнем зажиме. Графитовый тигель помещается на подставке. Проба вводится в тигель через насадку и воронку в крышке, с помощью магнита, чтобы не нарушить вакуума. Изнутри печь поддерживается четырьмя опорными штангами. Ток подводится к спирали двумя дугами. Печь эвакуируется насосом, находящимся на левом патрубке стеклянной насадки. Наивысшая температура, которую можно поддерживать продолжительное время, равна 1900° . Печь может быть установлена на определенную температуру при помощи грубого и тонкого регулирования реостатами.



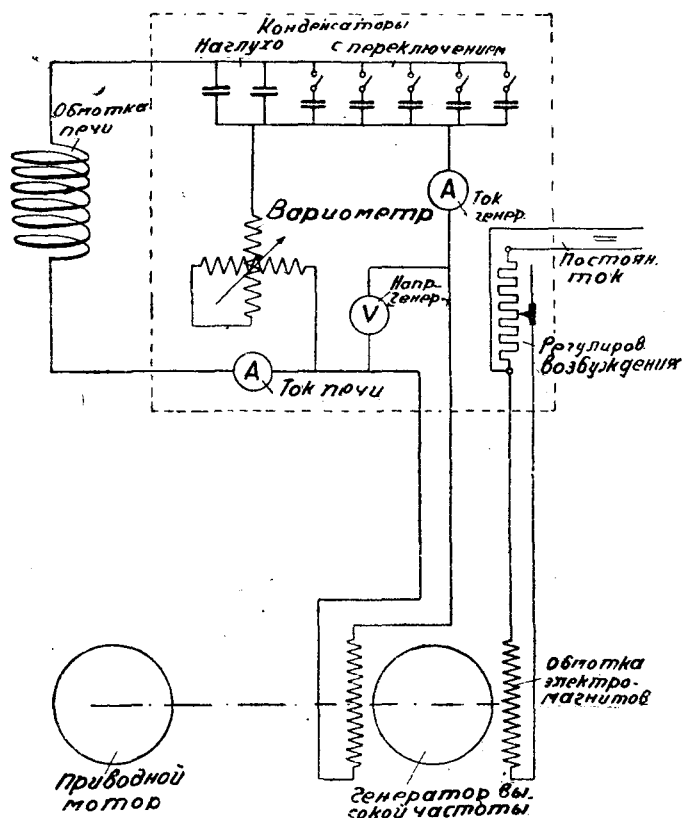
Фиг. 158. Печь высокой частоты (4 kW) фирмы Лоренц.

Индукционные печи высокой частоты (индукционные печи без сердечника)

Наряду с описанными печами в последнее время для лабораторных целей начали находить широкое применение индукционные печи мощностью от 4 до 40 kW. При одном и том же материале тигля эти печи позволяют развивать более высокую температуру, чем все другие типы печей, у которых теплота возбуждается вне тигля, и только через стенки последнего достигает объекта плавления. В индукционных же печах теплота развивается в самом образце, который, следовательно, является самой горячей частью всей системы. Внешний вид наиболее часто употребляемой лабораторной печи мощностью 4 kW (фирма Лоренц), представлен на фиг. 158, схема включения той же печи — на фиг. 15.

Ток высокой частоты (приблизительно 8000 пер. в секунду) возбуждается специальным генератором, который приводится в движение мотором постоянного или трехфазного тока. Напряжение генератора можно менять регулировкой возбуждения постоянного тока. Установка работает на колебательный контур, самоиндукция которого состоит из катушек печи и вариометра, а емкость вариометра

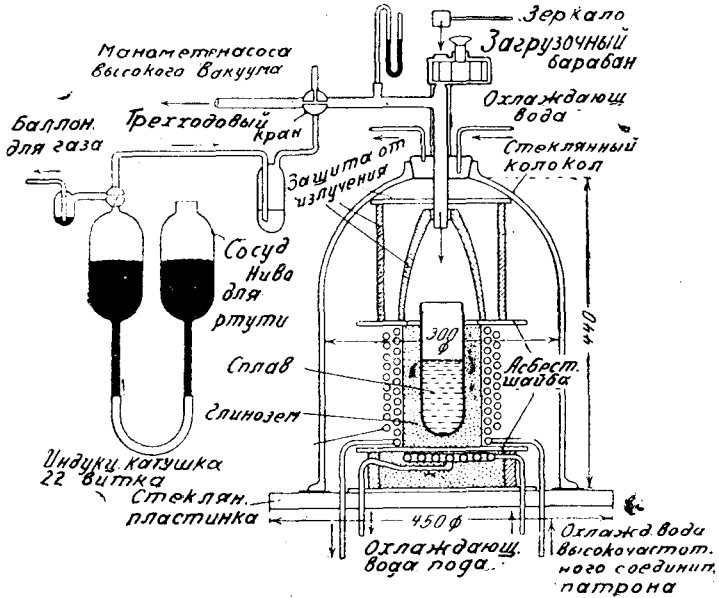
В свою очередь, состоит из ряда конденсаторов из слюды, включающихся по выбору. При соответствующем выборе вариометра и включаемых конденсаторов печь находится в резонансе с колебаниями генератора, т. е. сила тока печи имеет наивысшее допустимое значение; одновременно ток генератора должен находиться в фазе напряжения генератора, чтобы прибор давал только действующий ток и не нагревался бы бесполезно.



Фиг. 159. Схема включения высокочастотной установки с генератором высокой частоты.

Собственно печь высокой частоты состоит из одной или многих катушек из медных трубок, обмотка которых может быть отделена друг от друга, например, асбестом, и через которые для охлаждения протекает вода. Катушка печи является как бы первичной обмоткой воздушного трансформатора, а вторичной обмоткой — сплав, через который проходит ток высокой частоты, нагревающий его и расплавляющий. На жидком сплаве можно наблюдать проявляющиеся при этом электродинамические силы, — жидкий сплав стремится к середине, образуя сильные вихри. При этом про-

исходит хорошее размешивание — обстоятельство, влияющее весьма благоприятно. Способ возбуждения высокочастотных колебаний, как таковой, не имеет значения для данного метода работы, для возбуждения колебаний могут применяться аппараты, служащие для той же цели на беспроволочном телеграфе, т. е. искровой разрядник, вольтова дуга Поульсена, высокочастотная машина и передаточная трубка. Из трех последних генераторов, вызывающих, как известно, незатухающие колебания, в настоящее время применяется, главным образом, машина. В малых же установках до сих пор часто возбудителем колебаний служит искровой разрядник; например, в индукционной



Фиг. 160. Высокочастотная вакуумная печь (по Феллю).

печи высокой частоты ф. Аякс-Нортруп (Ajax-Northrup). Работа с искровым разрядником имеет некоторые недостатки, которые делаются заметными с возрастанием размеров печи. Кроме потери энергии в искровом промежутке, получаются затухающие колебания, т. е. такие, амплитуда которых постепенно, начиная с первоначального максимального значения, уменьшается до получения толчка от ближайшей искры. Но конденсаторы и общая изоляция должны быть рассчитаны на пики напряжения, чтобы избежать пробоя; следовательно, при равной средней мощности изоляция должна быть сильнее, чем при незатухающих колебаниях машины.

На фиг. 160 схематически представлена вакуумная печь высокой частоты по Феллю (Fell). Благодаря своему особому устройству печь допускает производить твердую или газообразную присадку к плавке во время работы. Применение печей высокой частоты в виде вакуумных печей имеет особые преимущества. Печи с углем, как материалом

сопротивления, имеют, по сравнению с печами высокой частоты, тот недостаток, что при высокой температуре из угля выделяются газы, которые ухудшают вакуум. Кроме того, движение ванны в индукционной печи высокой частоты делает излишним взбалтывание жидкого сплава, которое легко может служить источником введения вредных примесей. Ниже к печи, представленной на фиг. 160, даны некоторые пояснения.

Печь находится под стеклянным колоколом, установленным на толстой стеклянной плите. Плотное соединение между колоколом и стеклянной плитой осуществляется посредством тонкого каучукового кольца. Катушка печи из изолированной медной трубки имеет высоту 160 мм, внешний диаметр — 160 мм и внутренний — 110 мм. Она установлена на асбестовой плите. Защита нижней плиты от нагревания осуществляется заложением (в глинозем) между плитой и фундаментом стеклянной спирали, через которую протекает вода. Изоляционным материалом между тиглем и катушкой служит также глинозем. Водяное охлаждение медной катушки препятствует при возможном растрескивании тигля утечке плавки, так как последняя быстрее затвердевает в охлаждаемом глиноземе. Вершина колокола снабжена газопроводом и наблюдательной трубкой, при помощи которой можно оптически измерить температуру ванны. Присадки твердого вещества к плавке производятся через вращающийся в стеклянном кожухе металлический барабан. Внутренняя часть большого стеклянного колокола связана трехходовым краном с вакуумным насосом или с газопроводом. Подводимый газ засасывается под колокол под влиянием разрежения.

В описанной печи могут быть произведены плавки до 1000 г. Применением масляного насоса (предварительный вакуум) и диффузионного насоса Геде (Gaede) можно достигнуть в колоколе за 30 мин. давления от 0,5 до 3 мм ртутного столба.

3. Устройства для защиты исследуемых материалов

Не говоря уже о взаимодействии со стенками тигля или защитной трубки, плавки подвергаются также действию атмосферы. При высоких температурах кислород воздуха окисляет металлы чрезвычайно быстро; азот также в некоторых случаях, например, в сплавах, содержащих титан, сильно изменяет их состав. Для защиты от этих воздействий существуют следующие средства:

- работа в атмосфере нейтральных газов;
- применение соляных и металлических ванн;
- применение древесного угля и чугунной стружки;
- пользование вакуумными печами.

Работа в атмосфере нейтральных газов

Для большинства материалов нейтральным газом может служить азот. Для введения азота в печь во многих случаях применяют простую конструкцию Лебе (Loebe), представленную на фиг. 150. Трубка

К закрывается латунной шапочкой М, которая имеет два отверстия, снабженные патрубками: первое, центральное — для введения защитной трубки термоэлемента N, второе — для введения азота с помощью трубочки Р. Рекомендуется очищать попутный азот, находящийся в стальных бомбах, перед введением его в печь, пропуская его через нагретую трубку из тугоплавкого стекла, наполненную железными стружками (см. фиг. 153). Если стружка после охлаждения не блестит, ее нужно заменить новой.

Данный метод непригоден для очень чувствительных сплавов; в этом случае требуется применение вакуумного метода.

Применение масляных, соляных и металлических ванн

Если нагреваемый или расплавляемый металл окружить жидкостью, которая не вступает с ним во взаимодействие, то можно осуществить полную его изоляцию от атмосферы. Ниже 180° можно употреблять в качестве защитной жидкости льняное масло, для более высоких температур можно применять соли и смеси солей или ванны из расплавленного металла (большой частью свинцовые). Обычно расплавляют сначала в ванне смесь солей и затем вводят металл, предназначенный к нагреванию.

В табл. 7 приведены, по данным Лешателье и Дризена, состав и области применения некоторых соляных смесей.

Таблица 7

Состав некоторых соляных ванн

№№	С о с т а в	%	Область применения
1	Азотнокислый калий Азотнокислый натрий	50 50	} 150—400°
2	Азотнокислый калий Азотнокислый натрий Азотнокислый литий	54 19 27	
3	Хлористый калий Хлористый натрий Хлористый кальций Хлористый барий Хлористый стронций	12,5 12,5 25 12,5 37,5	} 500—800°
4	Хлористый калий Хлористый литий	73 27	
5	Хлористый калий	—	800—1000°

№№	С о с т а в	%	Область применения
6	Хлористый калий	40	} 800—1000°
	Хлористый натрий	55	
	Едкий натр	5	
7	Хлористый барий	—	Выше 1000°

Необходимо указать на то обстоятельство, что для расплавления соляных смесей нельзя употреблять ни угольных тиглей, ни вообще тиглей из пористого материала. Первые реагируют с некоторыми солями, вторые пропускают жидкую соль. Наиболее подходящими являются сосуды из кварца, твердого фарфора или кованого железа, причем последние лучше всего изготовлять цельноштампованными или сварными. Хороши также литые фасонные сосуды из очень мягкой стали.

Применение древесного угля и чугунной стружки

Соляные и металлические ванны имеют то преимущество, что они в большинстве случаев гарантируют достаточную защиту и допускают быструю и удобную работу. Но во многих случаях их применять нельзя, например, тогда, когда металл нужно нагревать в течение продолжительного времени с последующим медленным охлаждением до комнатной температуры. В подобных случаях нагреваемый образец целесообразно защищать порошкообразным древесным углем или, еще лучше, стружкой из серого чугуна, которую можно легко достать в любой механической мастерской.

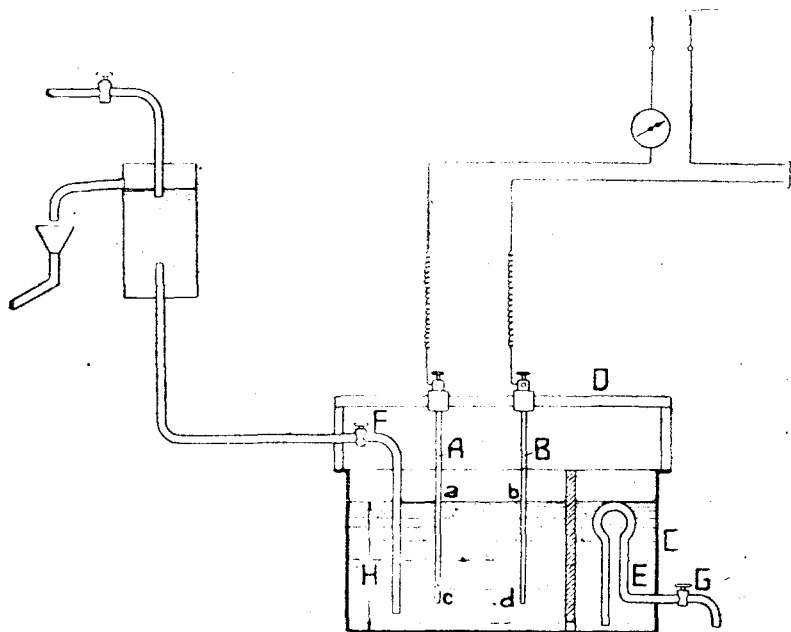
Нагреваемые предметы обворачиваются асбестовой бумагой, помещаются в невысокий железный ящичек и покрываются слоем стружки толщиной около 2 см. На этот слой насыпают слой размельченного древесного угля толщиной приблизительно в 1 см и все покрывают железной крышкой. Защищенный таким образом материал имеет даже после весьма длительного нагрева лишь слабые следы поверхностного окисления.

Однако нужно обратить внимание на то, что при некоторых обстоятельствах при этом методе возможно науглероживание.

4. Приспособление для охлаждения исследуемого материала

Если исследуемый материал претерпевает при охлаждении превращения, то в зависимости от скорости охлаждения, с которой проходит интервал превращения, можно способствовать, затруднять или совершенно воспрепятствовать процессу этого превращения. Нагревание до определенной температуры, а также регулирование скорости нагревания и охлаждения возможно осуществлять автоматическим приспособлением, предложенным Портвеном (1) (Porte-

vin). Оно представлено на фиг. 161. Добавочным сопротивлением печи служит масса воды *a, b, c, d*, заключенная между электродами *A* и *B*. Электроды погружены в бак *C*, к которому подводится с постоянной скоростью вода. С повышением уровня воды сопротивление жидкости между электродами *A* и *B* уменьшается таким образом, что сила тока и температура в печи повышаются. Как только вода в баке достигла высоты *H*, приводится в действие сифон *E*. Наполнение бака уменьшается и постепенно уменьшается сила тока или же ток выключается.



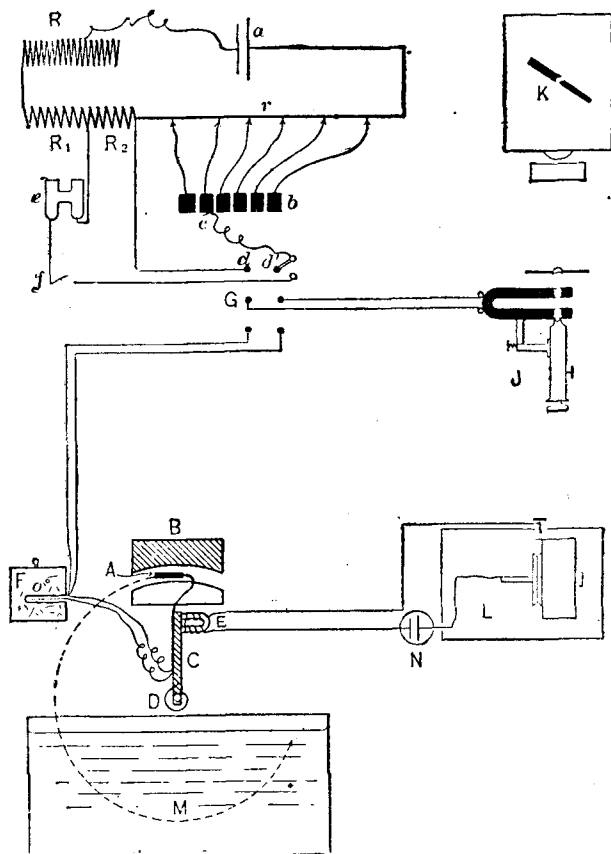
Фиг. 161: Автоматически устанавливающееся сопротивление по Портвену.

Максимальная (потребная) сила тока определяется известным расстоянием между электродами *A* и *B*, скоростью нагревания и охлаждения устанавливается при помощи кранов *F* и *G*, которыми можно изменять скорость прихода и расхода воды.

Если охлаждение должно происходить быстро, то образец закаливают в воде или другой жидкости. Образец, подвергающийся закалке, должен быть по возможности быстро перенесен из печи в охлаждающую жидкость.

Действие закалки тем энергичнее, чем быстрее образец будет охлажден до комнатной температуры. Чтобы установить время, необходимое для этого охлаждения, определяют кривую охлаждения образца фотографическим методом, предложенным Лешателье (3) и разработанным Леженом (Lejeune) и Бенедиксом (1). Приспособление, применяемое Бенедиксом, схематически представлено на фиг. 162.

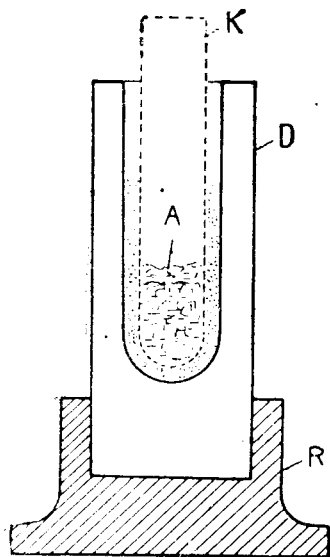
Образец *A* нагревается в маленькой электрической печи *B*, которая имеет в нижней части, параллельно оси, узкое отверстие, через которое проходит держатель. Последний может вращаться вокруг горизонтальной оси. Спиральная пружина *D* сообщает ему определенное вращение, а электромагнит *E* удерживает его в вертикальном положении. Термоэлемент вводится внутрь *A* через отверстие в *C*, холодный спай укрепляется в сосуде со льдом *F*, откуда провода



Фиг. 162. Аппарат Бенедикса для построения кривых охлаждения быстро охлаждаемых проб.

идут к переключателю *G*, с помощью которого либо термоэлемент, либо аппарат, служащий для градуирования *b*, *c* и т. д., могут быть соединены с измерительным прибором *J*, малым струнным гальванометром Эдельмана (Edellmann) (ср. стр. 192). Свет, идущий от дуговой лампы *K*, проходит через микроскоп гальванометра, имеющий проекционный окуляр, и дает изображение колеблющейся струны на снабженном вращающимся цилиндром регистрирующем приборе *L*, на котором находится светочувствительная бумага. Наконец, электромагнит *E* связан с аккумулятором *N* и контактом *T* на клапане цилиндра *L*.

Регистрация происходит следующим образом. Цилиндр L приводится во вращение, и когда край светочувствительной бумаги достигнет окошечка T , клапан поднимается вверх. К этому времени прерывается ток от E в цепи, и ручка C делается свободной. Благодаря этому образец A автоматически быстро опускается в сосуд с водой M . В целях предосторожности необходимо, чтобы проволоки термоэлемента, которые ведут к образцу, были хорошо изолированы и, кроме того, необходимо



Фиг. 163. Дьюаровский сосуд для охлаждения до очень низких температур.

гарантировать хороший контакт спая с образцом и водонепроницаемость соединения. Для изоляции применяются капилляры из кварцевого стекла, устойчивые против резких колебаний температуры. Вводя сжатый воздух в защитную трубку термоэлемента, препятствуют проникновению воды в местах соединения. Аппарат, служащий для градуировки, состоит из коммутатора cb , контакты которого связаны с определенными точками реохорда r , дающими электродвижущие силы, которые соответствуют определенным температурам термоэлемента, например: $400, 600^{\circ}$ и т. д., — при особой установке сопротивлений R, R_1 и R_2 . Изменения в батарее и определяются нормальным элементом e а сопротивлением R . Подобное расположение позволяет сразу устанавливать гальванометр перед каждым опытом и дает числа градуировки на той же фотографической бумаге, где находится и кривая охлаждения.

Скорость, с которой охлаждается нагретый и погруженный в жидкость образец, по исследованиям Бенедикса, зависит, в первую очередь, от удельной теплоты жидкости. Теплопроводность оказывает незначительное влияние, поэтому ртуть охлаждает менее энергично, чем вода. Во многих случаях, а именно когда речь идет о влиянии охлаждения на очень высоко нагретые образцы, необходимо принимать во внимание и теплоту парообразования: охлаждающее действие жидкости тем сильнее, чем выше ее теплота парообразования.

Для охлаждения образцов до температуры ниже 0° , как это необходимо, например, при исследовании ртути и ее сплавов, употребляют дьюаровские сосуды, в которых для охлаждения применяются твердая углекислота и спирт или жидкий воздух. На фиг. 163 представлена схематически такая установка. A — образец, находящийся в изображенной пунктиром пробирке K . Пробирка окружена охлаждающей жидкостью (обозначена точками); она находится в сосуде D с двойными стенками, между которыми создан вакуум. Сосуд D помещен на деревянной подставке R .

5. Приготовление сплавов

Если необходимо приготовить сплав двух металлов, точки плавления которых мало удалены друг от друга, то отвешенные количества обоих металлов можно одновременно ввести в сосуд для плавления. Если же точки их плавления находятся далеко друг от друга, то рекомендуется сначала расплавить более тугоплавкий металл, а затем уже добавить к нему другой. Если поступать наоборот, то более легкоплавкий металл перегреется значительно выше своей точки плавления прежде, чем растворится второй металл. Такому перегреву нужно, по возможности, препятствовать, так как в противном случае окисление и испарение слишком значительны. В отдельных случаях приходится прибегать к искусственным приемам, особенно тогда, когда летучесть одного из элементов сплава очень высока (фосфор, мышьяк, цинк). Лучше всего в таких случаях готовить сплав не прямым расплавлением обоих компонентов, а путем предварительного получения некоторого промежуточного сплава (лигатуры). Этот промежуточный сплав анализируют и получают окончательный сплав сплавлением соответствующего количества промежуточного сплава с одним из компонентов. Равномерное смешение достигается размешиванием сплава защитной трубкой термоэлемента.

Для быстрого общего ознакомления со всеми элементами структуры какой-либо системы рекомендуется применять предложенный Лешателье (12) и прекрасно разработанный Легризом (2) (Le Gris) метод «наслоения» (Überlagerung). Он состоит в том, что оба металла расплавляют, но таким образом, что они смешиваются не полностью. Тогда в зоне перехода получают весь ряд структурных элементов данной системы. Для опыта применяют плавильную трубку из иенского стекла или кварца длиной 20—30 мм и 3—5 мм в свету. Трубка не запаяна и закрыта с одного конца асбестовой пробкой. Сначала расплавляют металл с большим удельным весом и оставляют его затвердевать. Затем вводят в трубку второй металл и нагревают ее до расплавления обоих металлов. Чем продолжительнее действуют расплавленные металлы друг на друга, тем лучше осуществляется смешение. Поэтому для каждой исследуемой системы нужно определить необходимую продолжительность опыта. На фиг. 164 дан пример «наслоения».



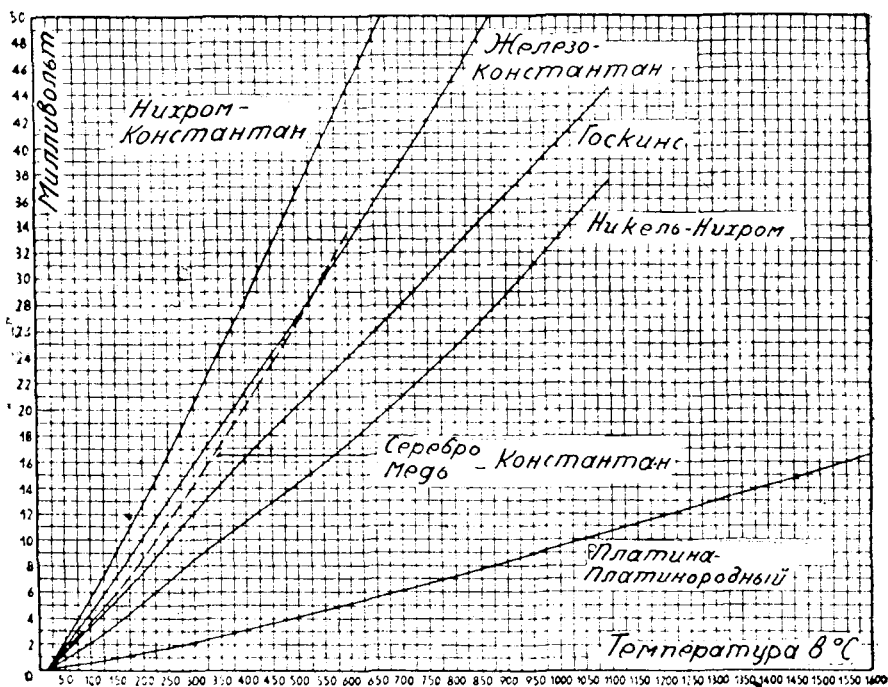
$\text{HNO}_3 \times 3$
Фиг. 164.
Олово, покрытое сурьмой.

в) Измерение температуры

1. Термоэлементы

Применение ртутных термометров при металлографических работах возможно только в весьма ограниченных пределах. Обычно употребляют термоэлементы, которыми можно измерять температуру

приблизительно до 2000° . Для измерения температур до 1600° применяют, большей частью, термоэлемент платина-платино-родий, за идею которого мы должны быть благодарны Лешателье, и который явился весьма существенным фактором в быстром развитии термического анализа. Этот термоэлемент, состоящий из двух проволок, из которых одна—платиновая, а другая — из сплава платины с десятью процентами родия, развивает, в зависимости от температуры, электродвижущую силу, величины которой даны в табл. 8.



Фиг. 165. Электродвижущая сила некоторых термоэлементов.

Эти числа относятся к температуре свободных (холодных) концов, равной 20° . Представляя графически зависимость между электродвижущей силой и температурой нагретого спая, получим кривую, данную на фиг. 165.

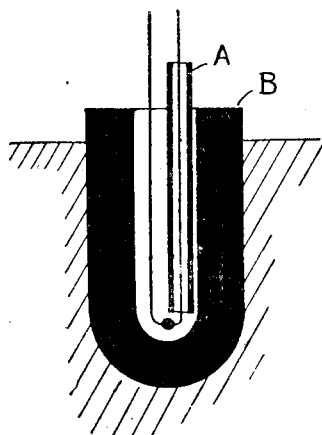
Длину проволок термопары выбирают обычно таким образом, чтобы концы их далеко отстояли от печи — с целью охлаждения холодного спая. Толщина проволоки колеблется между 0,2 и 0,5 мм. Спай изготавливается сплавлением концов проволок в струе кислорода. Необходимо обращать внимание на то, чтобы сплавление производилось в окислительном пламени. При пользовании пламенем светильного газа проволока, вследствие восстановительного действия пламени, делается хрупкой и ее термоэлектрические свойства изменяются.

Электродвижущая сила Pt-PtRh-элемента

Температура спая °С	Электродвижущая сила в милли- вольтах	Температура спая °С	Электродвижущая сила в милли- вольтах
20	0.00	900	8.36
100	0.54	1000	9.52
200	1.33	1100	10.69
300	2.22	1200	11.87
400	3.15	1300	13.06
500	4.12	1400	14.25
600	5.13	1500	15.45
700	6.16	1600	16.65
800	7.24		

Обе проволоки термоэлемента должны быть изолированы друг от друга. Для этого на одну из них надевают капилляр А из кварца, марквардтовой массы, пифагоровой массы или массы, применяемой в лампе Нернста (Nernst).

Обе проволоки помещают во внешнюю защитную трубку В (фиг. 166), запаянную с одного конца. Ранее было указано на то, что восстановительные газы действуют на платину, т. е. соединяются с ней, что приводит к ошибочным показаниям. Выбор защитного материала в каждом данном случае зависит от условий опыта. Для построения кривых охлаждения рекомендуется, в общем, применять защитные трубки из кварца, так как последний значительно менее чувствителен к быстрому охлаждению и нагреванию, чем фарфор (см. стр. 157).



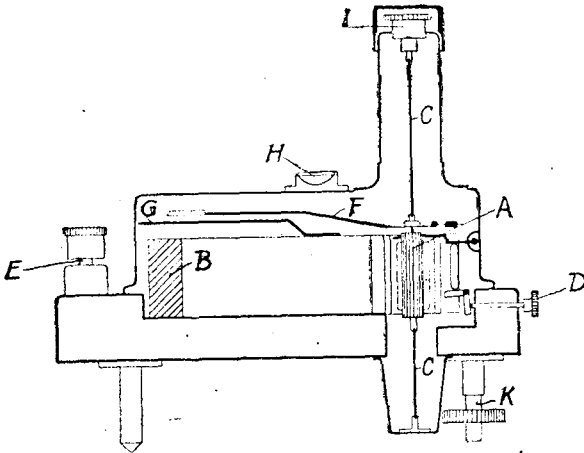
Фиг. 166.

Если при продолжительном употреблении проволока термоэлемента сгибается, рекомендуется производить выравнивание следующим образом: крепко держа руками концы проволоки, нагревают проволоку в самой горячей части пламени горелки Бунзена, одновременно слегка ее натягивая. Весьма опасно непосредственно разгибать проволоку в холодном состоянии, так как в месте перегиба образуется наклеп, придающий проволоке хрупкость.

Для измерения температуры ниже 600° можно употреблять термоэлементы из благородных металлов, например, термопару из меди и константана, состоящего из 60% меди и 40% никеля. Более подробно со свойствами термоэлементов можно познакомиться в исчерпывающем сочинении Бургеса и Лешателье (Burgess) об измерениях высоких температур.

2. Гальванометры

Для измерения термоэлектрических токов применяют чувствительные гальванометры, сконструированные большей частью в виде прибора со стрелкой. В некоторых случаях употребляют зеркальные и струнные гальванометры.



Фиг. 167. Стрелочный гальванометр Сименс и Гальске с проволочным подвешиванием.

Гальванометры со стрелкой. Милливольтметры, служащие для измерения напряжения термоэлементов, представляют собой катушечный прибор по Дебре д'Арсонвалю (Deprez d'Arsonval) (фиг. 167). Он состоит из сильного стального магнита *B* с цилиндрически просверленными полюсными наконечниками из мягкого железа и цилиндрического якоря, также из мягкого железа. В узком воздушном промежутке между полюсными наконечниками и якорем образуется радиальное однородное силовое поле. В нем движется вращающаяся катушка *A* в форме рамки. Если пропустить через нее ток, то она приобретает вращательный момент, пропорциональный силе тока. Катушка чаще всего укрепляется стальными остриями в подпятниках из благородных камней¹. Две стальные пружины развивают возвращающую силу и служат одновременно для подвода и отвода тока.

Ранее часто применялось иное устройство — подвешивание катушки на металлической полоске. Эта полоска вызывает, благодаря своему кручению, противоположный вращающий момент. Кроме того, она подводит ток к катушке, нижняя же тонкая спираль служит для отвода тока. Необходимую чувствительность проще достигнуть подвешиванием, в то время, как при укреплении рамки на остриях это возможно только благодаря применению весьма легких деталей

¹ Например, агат.

и при очень тонкой установке. Однако недостаток подвешивания заключается в том, что оно требует установки прибора винтами по уровню, а также полного отсутствия колебаний, приборам же с остриями мало вредят небольшой наклон и тряска.

Стремление объединить преимущества обоих видов привело к так называемому струнному подвешиванию (фиг. 167), т. е. обыкновенному подвешиванию, но в котором нижняя пружина заменена второй полоской. Обе полоски С, поддерживающие вращающуюся катушку, натягиваются точно отрегулированными пружинами и специальным образом защищены от разрыва. В отдельных случаях струнное подвешивание может с успехом заменить обыкновенное подвешивание. Приборы с подвешенной катушкой наиболее чувствительны. Они изготавливаются с сопротивлением приблизительно в 800 ом при 18 милливольтмах или, подобно чувствительным в отношении напряжения инструментам — с пределом измерений $\pm 1,2$ милливольтма при 30 омах сопротивления. Чувствительность милливольтметра с остриями меньше, однако и сопротивление в 300 ом при 18 милливольтмах делает их вполне пригодными во многих случаях. Они, как правило, снабжены двойной шкалой, содержащей помимо милливольтных, еще и температурные деления. Чувствительность струнного милливольтметра занимает среднее место между чувствительностью двух вышеупомянутых типов.

Гальванометры требуют, принимая во внимание их тонкое устройство, соответственно тщательного и осторожного обращения. При переозке движущиеся части должны быть арретированы, — во избежание разрыва подвесных полосок или порчи концов острий. Острия могут быть также повреждены резкими толчками. Следствием этого является увеличение трения и неточная установка стрелки. Вблизи милливольтметра не должны находиться сильные магниты и большие массы железа, так как они могут влиять на показания прибора. На этом основании гальванометры должны устанавливаться на каменных или деревянных подставках, но не на железных. При большом сопротивлении самого прибора сопротивление термоэлемента и его проводов не принимается обычно во внимание. Для более точных измерений новейшие приборы Ф. Сименс и Гальске снабжены регулирующим реостатом, с помощью которого можно полностью компенсировать большие внешние сопротивления. Сильное нагревание милливольтметра под действием излучения устранено, даже тогда, когда оно (излучение), благодаря включению марганцовой проволоки перед вращающейся катушкой, делается по возможности независимым от температуры окружающей среды.

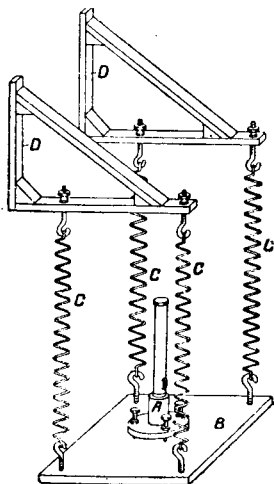
При установке рекомендуется изолировать основание прибора от подставки стеклянной пластинкой, чтобы избежать повреждений, вызываемых блуждающими токами. Для устранения ошибок при отсчете вследствие паралакса, под шкалой находится зеркало G. Если отсчет сделан правильно, стрелка должна совпасть со своим зеркальным изображением. Для точной установки стрелки ее подвес снабжен накатанной головкой I, при помощи которой, сняв защитную крышку,

можно установить стрелку на ноль. Когда прибором не пользуются, то затяжкой винта *D* посредством рычажного механизма опускают катушку *A* и разгружают подвес.

Два винта *K* и уровень *H* позволяют установить инструмент строго горизонтально.

▮ **Зеркальный гальванометр.** Для самых точных измерений, которые имеют место при построении некоторых видов кривых охлаждения, применяются зеркальные гальванометры. Вместо стрелки у этих гальванометров имеется зеркало, отклонение которого можно отсчитывать с помощью зрительной трубки. Способ отсчета — такой же, как у описанного ниже на стр. 215 магнетометра.

Установка, обеспечивающая отсутствие сотрясений. Во многих случаях, особенно вблизи прокатных цехов, кузнечных молотов и т. п., наблюдения нарушаются тем, что сотрясение почвы распространяется и на прибор. В виду невозможности поэтому вести наблюдения, рекомендуется устанавливать гальванометр на пружинной подставке подобно, например, тому, как это представлено на фиг. 168. Гальванометр *A* помещен на прочной тяжелой доске *B*, которая подвешена на четырех пружинах *C* к двум укрепленным на стене кронштейнам *D*. Для того, чтобы смягчить действие сотрясения на визирную трубу (ср. фиг. 197 стр. 216), следует устанавливать штатив трубки не непосредственно на плиту штатива Гаусса, а подложить сначала плотный слой войлока, на него свинцовую пластину, — и трубку со шкалой установить уже на этой свинцовой пластине.

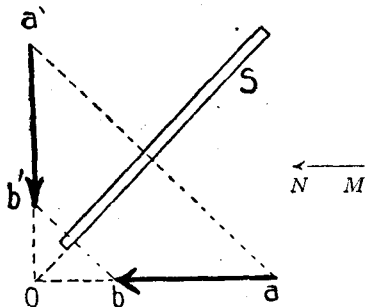


Фиг. 168. Свободная от сотрясений установка зеркального гальванометра (схематическое изображение).

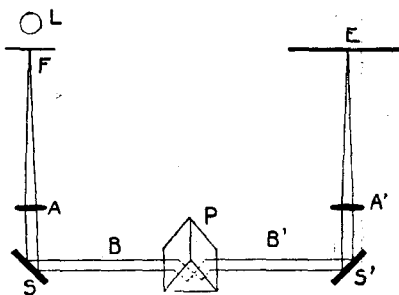
Струнный гальванометр. Если требуется измерять температуру, изменяющуюся очень быстро, как это бывает необходимо, например, при построении кривых охлаждения закаливаемых образцов металла, то описанные выше гальванометры неприменимы, так как вследствие большого периода колебаний катушки установка стрелки занимает продолжительное время, и гальванометр не может успевать отмечать быстрые колебания температуры. В подобных случаях применяют струнные гальванометры, лучше всего с фотографической регистрацией температур. Принцип устройства струнного гальванометра заключается в том, что измеряемый ток проходит через тонкую проволоку, натянутую в сильном электромагнитном поле; отклонения проволоки измеряются микроскопом, который помещен в отверстии одного из двух полюсных наконечников. Приспособление для освещения находится в отверстии второго сердечника. Для изучения закаленной стали Бенедикс (1) применял такой гальванометр, соединенный с фотографической регистрацией (см. стр. 185).

Двойной гальванометр. Саладин и Лешателье (Saladin) (5) ввели в металлографическую практику двойной гальванометр. Под этим понимают прибор, цель которого соединить показания двух гальванометров в одну кривую, благодаря чему можно фотографическим путем регистрировать зависимость целого ряда свойств от температуры.

Принцип устройства прибора Саладина ясен из фигур 169 и 170. На фиг. 169 S представляет собой зеркало, наклоненное под углом в 45° к горизонту. Предположим, что предмет движется в горизонтальном направлении от a к b . Если смотреть в зеркало по направлению MN , то, как это следует из законов отражения, в зеркале будет видно вертикальное движение от a' к b' . Подобное отклонение претерпевает каждый луч света в горизонтальной плоскости. После отражения



Фиг. 169. Действие зеркала, наклоненного под углом в 45° .



Фиг. 170. Схема прибора Саладина.

в зеркале отклоненный луч света переходит в вертикальную плоскость. Принцип зеркала, наклоненного под углом в 45° , или же принцип полного внутреннего отражения используется в приборе Саладина для объединения показаний двух гальванометров в одну кривую. На фиг. 170 S и S' — зеркала двух обыкновенных зеркальных гальванометров. Из светящейся точки E лучи света, проходя через линзу A , попадают на зеркало S . Если оно отклонится, то световой луч отклонится в горизонтальной плоскости. На пути BB' этого луча установлена под углом в 45° призма P . По выходе из нее лучи B' движутся уже в вертикальном направлении и попадают на зеркало второго гальванометра S' . Если и его приведем в движение, то лучи испытают второе отклонение, и именно в горизонтальной плоскости. Луч, идущий от S' , проходя через вторую линзу, падает на светочувствительную пластинку E . Кривая, которую вычерчивает луч света на пластинке, дает по оси ординат отклонения гальванометра S , по оси абсцисс — отклонения гальванометра S' .

О применении двойного гальванометра будет сказано на стр. 202 и 211.

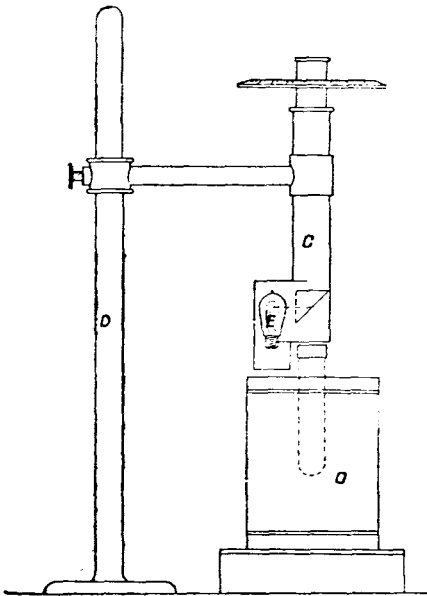
3. Оптические пирометры

Если необходимо измерять температуры свыше 1600° , то лучше всего применять оптические пирометры, т. е. измерительные приборы,

при помощи которых, наблюдая температуру излучения, можно судить о температуре излучающего тела.

Оптическая пирометрия разделяется на две группы: 1) определения по яркости, 2) определения по цвету. К первой группе относятся пирометры избирательного излучения, например, пирометр Гольборн-Курльбаум (Holborn-Kurlbaum). Для определения температуры применяется преимущественно длина волны $\lambda = 0,65 \mu$. Она выделяется из спектра излучения особым подходящим для этой цели фильтром (иенский красный фильтр F 4512). Излучение исследуемого тела при определении очень высоких температур, 1800° и выше, ослабляется

в известном отношении употреблением так называемого дымчатого стекла и при отсчете температуры вводится соответствующая поправка. К пирометрам первого типа относится также пирометр Ваннера (Wanner). Измерение этим прибором основано на том, что измеряемый накал тела сравнивается с накалом электрической лампы, находящейся в самом приборе. Ослабление света достигается поляризационным приспособлением. Метод определения очень прост: излучение исследуемого тела и свет от прибора освещают каждую половину поля зрения; вращением анализатора поляризационного прибора достигают одинаковой яркости обоих полей. Чувствительность глаза не влияет на результаты измерения, так как в данном случае важна относительная оценка яркости, а человеческий глаз отчетливо воспринимает незначительную разницу в интенсивности освещения.



Фиг. 171. Установка оптического пирометра в соединении с печью Таммана.

Для измерения температуры расплавленного металла рекомендуется устройство, представленное на фиг. 171. Сосудом для плавления служит пробирка Таммана, верхнее отверстие которой закрыто латунной крышкой. Для наблюдения в ней имеется прорезь шириной, приблизительно, в 2 мм. Пирометр С, установленный точно против отверстия, укрепляется в этом положении на массивном штативе, таким образом, чтобы он не мог сдвигаться при вращении окуляра.

Как только оба поля зрения установлены на одинаковую яркость, температуру можно прочесть с помощью таблицы на шкале.

Наряду с так называемыми пирометрами избирательного излучения известны еще пирометры собирательного излучения, у которых излучение волн всех длин используется для определения температуры

(ардометр). Практическое преимущество ардометров заключается в том, что приборы этого типа делают возможным автоматическую запись температур. К критике описанных методов измерения температур, основанных на сравнении яркости, можно сказать следующее.

Закон Кирхгоффа (Kirchhoff) наряду с законами излучения Вина (Wien) и Планка (Planck), являющимися основами общей пирометрии, говорит о том, что отношение излучающей способности луча к поглощающей зависит только от температуры и длины волны. Следовательно, можно писать:

$$\frac{E_{\lambda T}}{A_{\lambda T}} = F(\lambda; T).$$

Аналитическое построение функции $F(\lambda T)$, не представляющее в данном случае интереса, дано законами излучения Вина и Планка. Поглощающая способность A для так называемого черного тела достигает максимума, равного 1. Все остальные лучи имеют меньшую поглощающую способность. Если написать закон Кирхгоффа в виде:

$$E_{\lambda T} = A_{\lambda T} \cdot F(\lambda; T)$$

и придать $F(\lambda; T)$ значение максимального излучения черного тела при температуре T и длине волны λ , обозначенного символом $E_{s(\lambda T)}$ то для нечерного излучения получим:

$$E_{\lambda T} = A_{\lambda T} \cdot E_{s(\lambda T)} = E_s(\lambda; s).$$

Это основное уравнение пирометрии, основанной на яркости, указывает на то, что каждое измерение температуры по этому методу сводится к нахождению температуры черного излучения S той же интенсивности (или яркости; они связаны друг с другом фактором «чувствительность глаза»), что и нечерное излучение любого луча температуры T .

Уравнение показывает далее, что для определения истинной температуры тела T по так называемой черной температуре S излучающего тела, должна быть известна поглощающая способность A , которая, наряду с λ и T , для нечерных тел в значительной степени зависит от свойств материала (например, от поверхности и формы). К сожалению, до сих пор не удалось создать теории способности поглощения нечерного тела, так что в факторе A есть неточность. Это нужно иметь в виду при всех научных измерениях температуры на основе пирометрии нечерного излучающего тела.

В цветной пирометрии для определения температуры какого-либо луча используют окраску излучаемого им света, причем с повышением температуры длина волны излучаемого света делается короче. Измерение температуры производится путем определения «температуры окраски» излучающего тела, под которой в данном случае понимают температуру черного тела, излучающего свет такой же окраски, как и нечерное излучающее тело, температура которого подлежит определению. Найденная таким образом «температура окраски» является, следовательно, аналогичной «черной» температуре излучения, играю-

щей основную роль в пирометрии, базирующейся на яркости. Для определения истинной температуры излучающего вещества на основании температуры окраски излучения должна опять-таки быть известна поглощающая способность. В основном наше знание поглощающей способности нечерного тела соответствует вышесказанному. Однако в цветной пирометрии соотношения благоприятнее тем, что погрешности в абсолютных величинах поглощающей способности имеют меньшее значение. Достаточно указать на то, что в цветной пирометрии источники ошибок, вытекающих из неточного знания поглощающей способности, в общем имеют меньший удельный вес, чем в пирометрии, основанной на яркости. Наблюдателю, даже хорошо разбирающемуся в окрасках, труднее установить определенный тон окраски, чем заметить исчезновение светящейся точки на однотонном фоне. Поэтому пирометрия, основанная на яркости, дает значительно лучшие результаты¹.

с) Измерения времени

1. Часы

При построении кривых охлаждения должны производиться измерения времени. Для построения обыкновенных кривых плавления (фиг. 2) достаточно иметь часы с секундной стрелкой. При некотором навыке удается производить отсчет каждые 15 секунд — точность, достаточная для многих целей. Однако удобнее употреблять часы с механизмом для боя, который устроен таким образом, что дает сигнал через определенный промежуток времени.

2. Хронографы

Ошибки отсчета могут быть во многих случаях уменьшены применением хронографа. Этот прибор состоит из барабана, который приводится в равномерное вращение часовым механизмом или электромотором. На фиг. 172 схематически представлен хронограф Рихарда (Richard). Барабан *A* приводится во вращение часовым механизмом. Параллельно оси барабана проходит связанный с зубчатой передачей *H* винт *G*, по которому движется супорт *C*. Он служит опорой для пишущей пружины *D* и двух электромагнитов *E*, помещенных по обеим сторонам пружины. Если ток электромагнитов *E* замкнут на короткое время, то пружина отклоняется, и на непрерывной линии, которую чертит пишущая пружина, образуется петля *F*, как это представлено на фиг. 172. Следовательно, если во время наблюдения температуры охлаждающегося тела одна петля получена при 900°, а вторая — при 800°, то расстояние между обеими петлями является мерой времени,

¹ Для более полного изучения основ оптической пирометрии рекомендуем следующие источники:

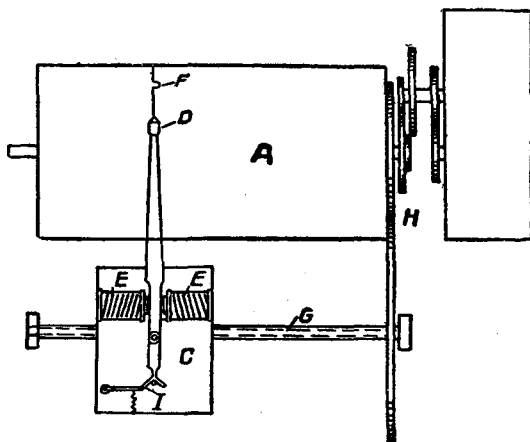
H e n n i n g. Temperaturmessung. Handb. d. Physik, Bd. 9;

H. Schmidt. Mitt. K. W. J. h. Eisenforsch. 1924, Bd. 6;

Г. П. Кульбуш. Электрические пирометры. «Энергоиздат», 1932.—Ред.

потребовавшегося телу, чтобы охладиться от 900 до 800°. Дужка I служит для возвращения пружины в первоначальное положение.

Другим видом пишущего хронографа является хронограф Дюжардена (Dujardin), приближающийся по типу к пишущему прибору телеграфа Морзе. Конструкция последнего дополнена таким образом, что одновременно находятся в действии три пишущие пружины, которые могут работать независимо друг от друга. Благодаря этому при изучении процесса охлаждения одновременно может быть зафиксировано несколько различных наблюдений (рядом друг с другом), что весьма важно в некоторых случаях.



Фиг. 172. Схема хронографа Рихарда*

Вместо пишущего прибора можно применять также и фотографическую регистрацию. К приборам подобного типа относится прибор Курнакова, который, наряду с другими регистрирующими приборами, будет описан в главе о построении кривых охлаждения.

Вместо пишущего прибора можно применять также и фотографическую регистрацию. К приборам подобного типа относится прибор Курнакова, который, наряду с другими регистрирующими приборами, будет описан в главе о построении кривых охлаждения.

а) Градуирование проборов для измерения температуры

Для градуирования существуют различные методы. Из них для целей металлографии наилучшими являются следующие три метода:

- 1) метод построения кривой охлаждения;
- 2) метод проволоки;
- 3) метод сравнения с нормальным элементом.

1. Метод построения кривой охлаждения

Для того, чтобы проверить показания данного термоэлемента в соединении с гальванометром, определяют с его помощью точку плавления какого-либо металла, который можно получить в чистом виде и точка плавления которого точно установлена воздушным термометром. На основании полученных чисел строят кривую, которая служит для проверки всех отсчетов. Достаточно провести одно или два определения, чтобы ввести положительную или отрицательную поправку показания прибора (ср. стр. 199).

Об экспериментальном определении точки плавления будет сказано в следующей главе.

В качестве константных точек пользуются точками плавления следующих элементов:

Таблица 9

Константные точки для градуирования термоэлемента по температурной шкале¹

Элементы	Точка плавления °С	Элементы	Точка плавления °С
Олово	231.8	Серебро	960.5
Кадмий	320.9	Золото	1063
Цинк	419.4	Медь (в восст. атм.) . .	1083
Сера (точка кипения) .	444.6	Никель	1451
Сурьма	630.5	Палладий	1557

Оптические пирометры градуируются сравнением с вольфрамовой лампой, для которой Государственный физико-технический институт² установил зависимость между силой тока нагревания и кажущейся температурой.

Так как определением точки плавления меди в восстановительной атмосфере пользуются очень часто, необходимо указать на то, что получить правильные результаты можно только при том условии, если тщательно избегать даже следов окисления меди. Лучшее всего это достигается тем, что исходным материалом выбирают чистую электролитическую медь и вводят ее в трубку для плавления, в которой находится расплавленный хлористый барий под слоем древесного угля.

Для получения уверенности в том, что вследствие переохлаждения в полученные результаты не вошла ошибка, рекомендуется определить точку плавления и точку затвердевания, и этот опыт повторить при различных скоростях нагревания и охлаждения, до совпадения обеих точек.

2. Метод проволоки

Методом градуирования, требующим малого количества вещества, является так называемый метод проволоки, который применяется, главным образом, для определения точки плавления золота. Обе проволоки термоэлемента разрезают в месте спая и связывают их коротким кусочком золотой проволоки, вторые концы соединяют с гальванометром, и медленно нагревают термометру в печи до расплавления золота. В момент расплавления ток прерывается, стрелка отходит назад и наивысшая наблюдаемая температура соответствует точке плавления золота. Метод требует некоторого навыка, так как при известных

¹ Annalen der Physik, 75, 1924, стр. 851—856.

² Германский.

обстоятельствах капля (расплавившегося золота) соединяет обе проволоки друг с другом. Далее последующую реставрацию спая необходимо производить в сильно окислительном пламени — во избежание каких-либо изменений в термоэлементе.

Этот недостаток отсутствует в измененном способе, применяемом Гутовским. Этот метод состоит в том, что золотая проволочка вставляется в маленькую трубку из марквардтовой массы и медленно нагревается вместе с термоэлементом. В тот момент, когда золото начинает плавиться, наблюдают деформацию проволочки и образование капли. Если нагревание происходит достаточно медленно, то ошибка наблюдения не больше, чем при других методах.

3. Метод сравнения с нормальным элементом

По этому способу в печи нагревают применяемый только для целей сравнения точно проградуированный термоэлемент, одновременно с испытуемым, и сравнивают показания обоих друг с другом. При этом нужно обращать внимание на то, чтобы не повредить нормального термоэлемента исследуемым, что может легко случиться, например за счет поглощения нормальным элементом загрязнений подвергающегося градуированию термоэлемента.

4. Поправки к наблюдаемым показаниям температуры

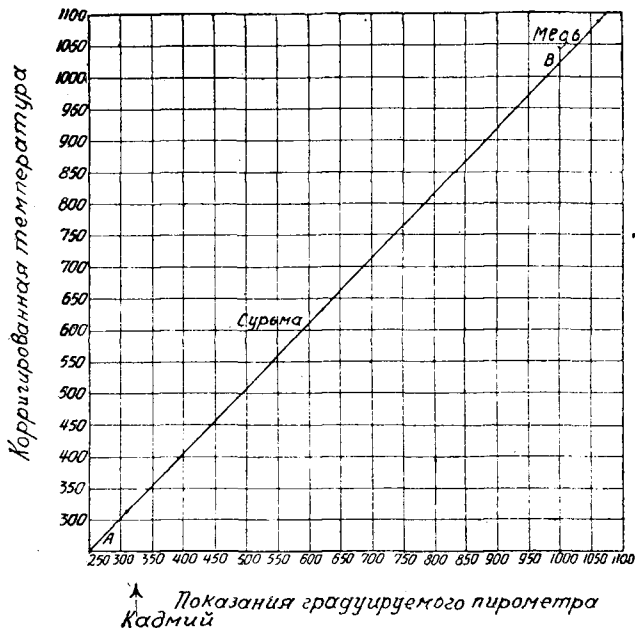
Поправки на основании градуирования

Температуры, найденные для точек плавления чистых (градуировочных) металлов, обычно не совпадают с постоянными точками таблицы 9. На основании найденных чисел показания должны получить определенную поправку, которая, лучше всего, определяется графическим путём. Для этой цели точки плавления отдельных металлов, полученные при градуировании, наносятся на систему координат, ось абсцисс которой соответствует показаниям градуируемого пирометра, на оси же ординат нанесены постоянные точки таблицы 9. Точки соединяют в непрерывную линию, которая и дает кривую градуирования. С помощью этой кривой можно получить истинное (исправленное) значение любого показания, определяя ординату соответствующей точки.

Пример. При определении точек плавления были получены следующие значения, стоящие рядом с постоянными точками таблицы 9:

	Исследуемый термоэлемент	Постоянная точка по табл. 9	Поправка
Кадмий	320	320,9	+ 0,9
Сурьма	620	630,5	+ 10,5
Медь	1063	1083	+ 20

Эти точки нанесены на систему координат фиг. 173 и таким путем получена кривая АВ. Если для любого отсчета хотят установить температуру с поправкой, — нужно только с помощью кривой найти соответствующую ординату. Так, например, отсчет 840° на пирометре соответствует истинной температуре 855°.



Фиг. 173. Кривая градуирования пирометра.

Для практических целей обычно вполне достаточно прибавить к отсчету, в зависимости от уровня температуры, число, стоящее в графе «поправка» вышеприведенной таблицы, или пропорциональное промежуточное значение.

Поправки для холодного спая термозлемента

Эти поправки определяются без расчета таким образом, что в состоянии покоя стрелка гальванометра устанавливается на такой точке шкалы, которая соответствует любой температуре холодного спая. В исключительных случаях поправку можно вычислить по следующим формулам:

$$T = t + \rho t' \dots \dots \dots (1)$$

$$T = t + \rho (t' - 20) \dots \dots \dots (2)$$

где T — истинная температура нагретого спая;
 t — прочтенная температура;
 t' — температура холодного спая;
 ρ — поправочный коэффициент, который — для элемента платина-платино-родий берется из таблицы 10.

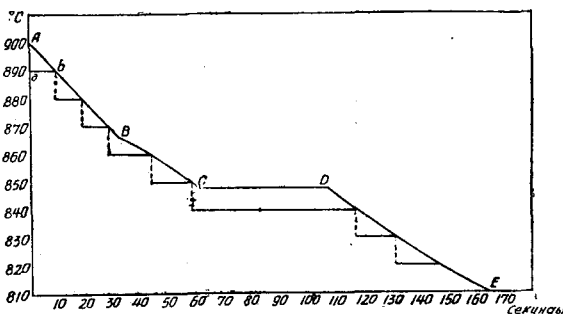
В зависимости от того, совпадают ли с нулем шкалы милливольтметра деление 0°C или 20°C , пользуются формулой (1) или (2).

Таблица 10 (по Фогелю)

Температура	Поправочный коэффициент ρ	Температура	Поправочный коэффициент ρ
0	1,00	600°	0,54
100°	0,89	700°	0,52
200°	0,76	800°	0,51
300°	0,65	900°	0,50
400°	0,59	1000°	0,49
500°	0,56		

е) Изображение и построение кривых охлаждения

Обычные кривые «время-температура» были уже описаны во введении. Они дают температуру охлаждаемой массы как функцию времени. На фиг. 174 линия *ABCDE* изображает такую кривую, которая имеет перегиб *B* при 866° и температурную остановку *CD* при 848° .



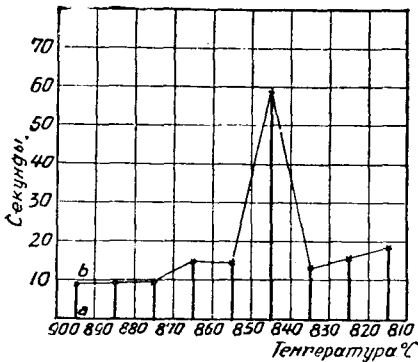
Фиг. 174. Построение кривой Осмонда по кривой время-температура.

Осмонд (1) применял другой метод построения, который имеет особые преимущества в тех случаях, когда освобождающееся количество теплоты мало и соответствующее ему нарушение плавности хода кривой неясно выражено на обыкновенной кривой «время - температура». На фиг. 175 представлена аналогичная кривой фиг. 174 кривая Осмонда. Для этой цели определяется, сколько секунд потребуется образцу, чтобы охладиться на известное количество градусов. Так, например, время *ab*, необходимое для охлаждения образца с 900 до 890° , равно 9 секундам. В таблице 11 для каждого отрезка температуры даны соответствующие числа секунд.

Кривая Осмонда построена таким образом, что на оси абсцисс отложены температуры, а на оси ординат — цифры секунд, стоящие во второй колонке таблицы 11

Интервалы температуры	Число секунд
900 — 890	9,0
890 — 880	9,4
880 — 870	9,6
870 — 860	15,0
860 — 850	14,5
850 — 840	59,0
840 — 830	14,0
830 — 820	16,0
820 — 810	19,0

Применение. Как видно из сравнения кривых фиг. 174 и 175, кривая Осмонда не дает таких точных сведений о положении перегиба и температурной остановки, как обыкновенная кривая «время-температура». В частности, пик на фиг. 175 не указывает на то, что температурная остановка лежит при 845°, а только говорит, что между 850 и 840° имеет место сильное замедление охлаждения. Переохлаждение также ускользает при подобном способе построения. Осмонд (1) применял этот названный его именем способ построения главным образом при изучении явлений превращения в железе. И в самом деле, некоторые замедления при охлаждении проявляются в подобных случаях гораздо отчетливее, чем на обыкновенных кривых охлаждения. Неясное изображение начала замедления можно устранить достаточной частотой отсчетов. Если пользоваться, например, зеркальным гальванометром, то можно производить отсчеты каждые 3 или 5°, что является достаточно точным в большинстве случаев.

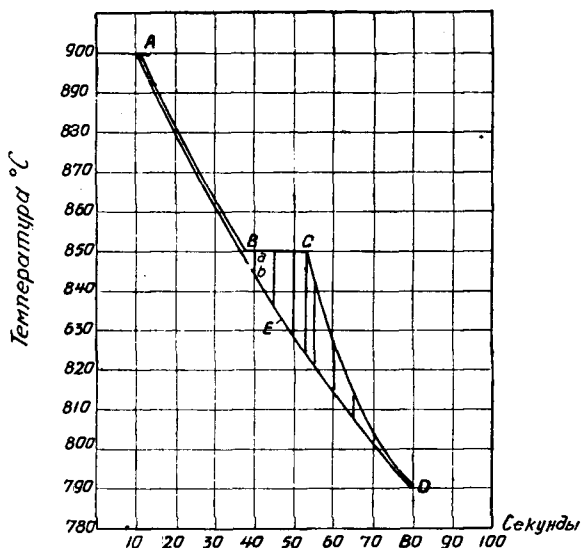


Фиг. 175. Кривая Осмонда, построенная по кривой фиг. 174.

Можно также представить скорость охлаждения, определяя, насколько градусов охлаждается образец в единицу времени. Кривая скорости представляет интерес только тогда, если она получена с помощью прибора Дежена (1) для фотографического изображения процесса охлаждения. В остальных случаях ею пользоваться не следует, так как для ее построения необходимы такие же отсчеты, как и для построения обыкновенных кривых охлаждения, а видимых преимуществ перед последними она не дает.

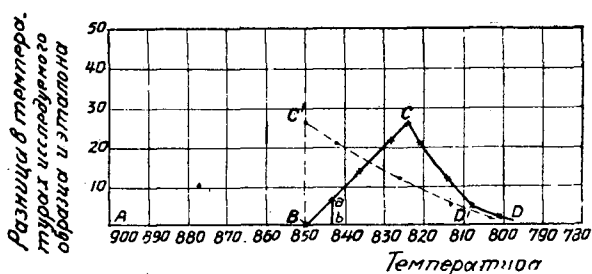
Дифференциальные кривые были введены в металлографическую практику Роберт-Аустеном (3). Они основаны на том принципе, что

одновременно и при одинаковых условиях с исследуемым образцом охлаждается второй образец, не претерпевающий никаких превращений. Последний называется эталоном для сравнения. *ABCD* на фиг. 176 представляет обычную кривую «время-температура» исследуе-



Фиг. 176. Образование дифференциальной кривой;

мого материала, которое при 850° испытывает превращение, характеризующееся температурной остановкой. До начала превращения температура обоих тел одинакова, т. е. разность температур равна 0. Когда начинается превращение, разность делается все больше и больше.



Фиг. 177. Дифференциальная кривая к фиг. 176.

Если превращение закончилось в *C*, то обе кривые начинают приближаться друг к другу. Нанося разность температур *ab*, как функцию температуры эталона, получим дифференциальную кривую, представленную на фиг. 177 сплошной линией. Откладывая по оси абсцисс температуры исследуемого материала, получим пунктирную кривую.

Дифференциальные кривые применяются, главным образом, для определения малых тепловых эффектов при превращении в твердом состоянии. Для определения точек плавления они непригодны.

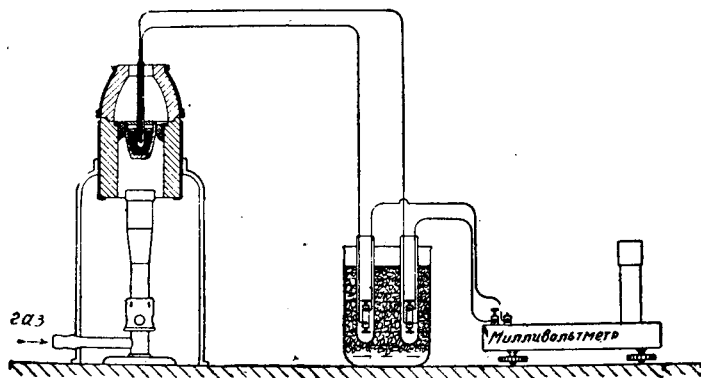
Дифференциальные кривые также изображаются различными способами. Соответствующие предположения Розенгайна (Rosenhein) (2) и др. можно найти в работах Бюргесса и Лешателье (Burgess), [а также в книге И. А. Одингга: «Современные методы испытания металлов», 1932—Ред.]

1. Кривые „время-температура“

1. Обычные кривые охлаждения

а) Построение при помощи часов

Кривые охлаждения, описанные на стр. 7, представляют температуру охлаждаемого тела в зависимости от времени. В качестве примера экспериментального определения приводим построение кривой ох-



Фиг. 178. Установка для построения кривой охлаждения.

лаждения чистой меди с помощью печи Таммана. Печь медленно нагревается, и в пробирке под слоем древесного угля расплавляется хлористый кальций. Кусочки меди вносят пинцетом в плавильную трубку. Термоэлемент, защищенный кварцевой трубкой, вводится через среднее отверстие крышки. Одновременно включают подачу азота и усиливают ток, — как только весь воздух будет вытеснен из плавильной трубки. Ток все более и более усиливается, — до равномерного расплавления всего количества меди. В этом убеждаются перемещением защитной кварцевой трубки термоэлемента. Затем выключают совсем или частично ток и оставляют сплав для охлаждения. Чтобы избежать переохлаждения жидкого сплава, рекомендуется помешивать его во время охлаждения, что может быть удобно осуществлено с помощью защитной трубки термоэлемента. Каждые 10 или 15 секунд отсчитывают температуру. Если необходимо установить только точку плавления, то после того, как была пройдена температурная остановка,

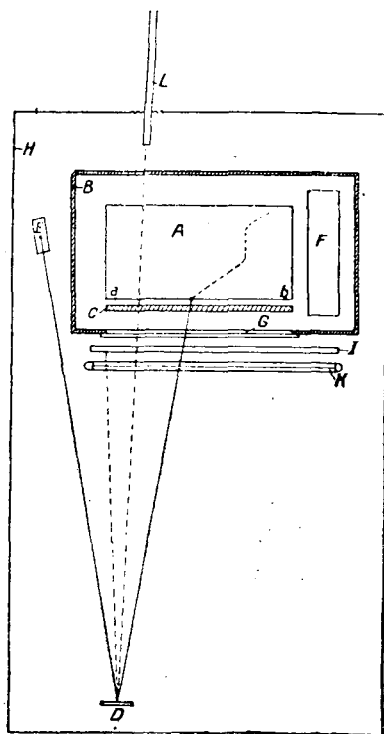
соответствующая затвердеванию, наблюдение можно прекратить. В подобных случаях рекомендуется также построить и кривую нагревания, увеличивая подачу тока. Если, несмотря на достаточное перемешивание, произошло переохлаждение, как это бывает у некоторых сплавов железа, то необходимо сделать охлаждающейся массе прививку. Для этой цели незадолго до начала затвердевания в жидкий сплав несколько кристалликов того же материала. Они способствуют кристаллообразованию как зародыши и препятствуют переохлаждению. После корректирования отдельных температурных наблюдений результаты опытов соединяются в одну кривую, как это описано на стр. 7. На фиг. 178 представлено общее расположение установки, в которой для опыта взята небольшая газовая тигельная печь.

в) Построение при помощи фотографического регистрирования

Если хотят исключить ошибки наблюдения или если нужно получить кривую охлаждения, которое продолжается несколько часов, то субъективное наблюдение заменяют фотографическим регистрированием, применяя зеркальный гальванометр.

Аппарат Курнакова. В этом приборе движение светочувствительной бумаги осуществляется часовым механизмом, который равномерно вращает барабан с намотанной на него бумагой. На фиг. 179 представлено устройство прибора.

А — барабан хронографа, приводимый во вращение часовым механизмом F. Барабан связан с часовым механизмом сменной передачей таким образом, что скорость вращения можно менять и получать один оборот в $\frac{1}{2}$, 1, 4 или 24 часа. Барабан и часовой механизм находятся в светонепроницаемом ящике B, который в передней части имеет окно G, закрывающееся крышечкой. Между этим окном и барабаном находится цилиндрическая линза C, фокусное расстояние которой совпадает с поверхностью цилиндра А. Против барабана установлен зеркальный гальванометр D, который отклоняется током термоэлемента. От лампы E, установленной около хронографа, отбрасывается луч света на зеркало гальванометра. Цилиндрическая линза собирает изображения вертикальной щели в одну точку на поверхности барабана,



Фиг.179. Общее расположение прибора Курнакова для построения кривых время-температура.

обернутого светочувствительной бумагой. Вследствие отклонения катушки гальванометра термоэлектрическим током световая точка в приборе перемещается в пределах $a-b$. Если включением часового механизма барабан приводится в равномерное вращение, то после проявления светочувствительной бумаги получают обыкновенную кривую охлаждения (на фиг. 179 она изображена пунктиром), которая представляется черной линией на белом фоне. Для того, чтобы можно было

непосредственно наблюдать любое положение гальванометра, вне ящика B устанавливается освещаемая красным светом лампы K шкала I , которую можно видеть через зрительную трубу L в зеркале гальванометра. Вся установка помещается в небольшой темной камере H и только тубус зрительной трубы L выводится через светонепроницаемое окно.

Двойной гальванометр. Обыкновенную кривую «время - температура» можно получить также с помощью двойного гальванометра. Для этого необходимо только сообщить одному из зеркал вращение, пропорциональное времени.

С этой целью можно применить приспособление, сконструированное А. Шюллером (A. Schüller)¹ по идее Лешателье. На фиг. 180, 181 R представляет собой U-образную трубку, наполненную ртутью, уровень которой в правом колене может быть поднят за счет притока воды с другого конца. Благодаря этому, торчащий из ртути кусочек платиновой проволоки, натянутой на стеклянную палочку G , непрерывно укорачивается, и ток, идущий через гальванометр A , а следовательно и отклонение зеркала гальванометра непрерывно усиливается. Источником тока является аккумулятор, в цепь которого включено соответствующее данным условиям сопротивление, равное приблизительно 10 000 ом.

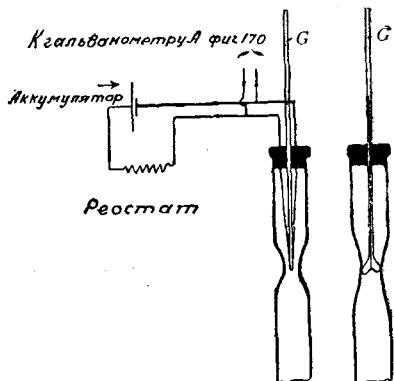
Фиг. 180. Приспособление для получения в двойном гальванометре отклонений, пропорциональных времени.

Аппарат Лешателье и Броневского (Bronewsky). Устройство этого прибора подобно изображенному на фиг. 170 прибору Саладина, но вращение зеркала в нем обуславливается не отклонением гальванометра, а действием часового механизма. Как видно из схематического эскиза фиг. 182, луч света, идущий от лампы через систему линз, падает на зеркало C , которое отклоняется действием часового механизма. Из призмы D луч выходит в вертикальном направлении и попадает на зеркало E . Здесь он претерпевает второе, но уже горизонтальное отклонение, под действием гальванометра E , который связан

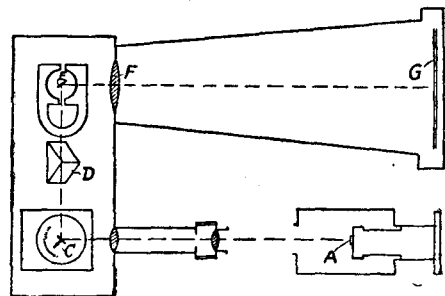
¹ Описано у Гаркорта (H. Harkort), Beitrag zum Studium des Systems Fe-Wo. Met. 4, 617 (1907).

с термоэлементом охлаждающегося вещества. Лучи соединяются системой линз F в одну световую точку на пластинке G , на которой и рисуется кривая «время-температура».

Область применения. Обыкновенные кривые «время-температура» позволяют ясно определить начало затвердевания, а также те превращения в твердом состоянии, которые выделяют количество тепла, достаточное для того, чтобы вызвать отчетливую температурную



Фиг. 181. Деталь фиг. 180.

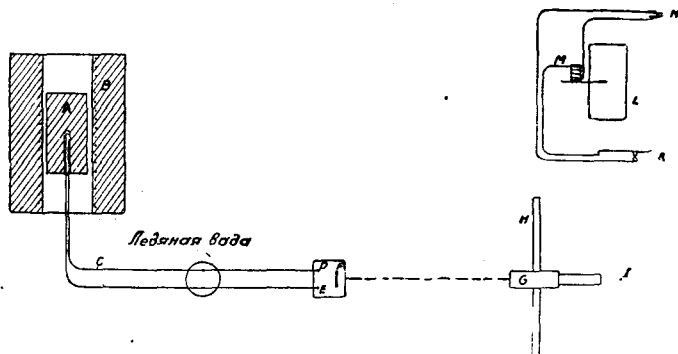


Фиг. 182. Схема регистрирующего аппарата Лешателье и Броневского.

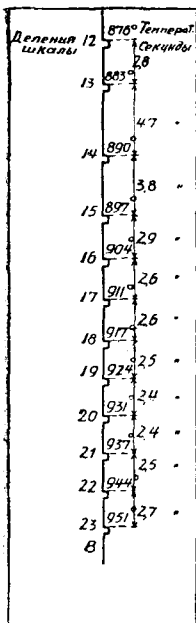
остановку. Для определения этих точек построение кривой «время-температура» по одному из вышеописанных методов дает результаты удовлетворительной точности. Наоборот, конец затвердевания кристаллов твердого раствора, а также большинство превращений в твердом состоянии, термически выражены очень неясно. Для подобных определений точность кривых охлаждения этого рода недостаточна.

2. Кривая Осмонда

Построение кривой Осмонда целесообразно производить с помощью зеркального гальванометра, соединенного с хронографом.



Фиг. 183. Расположение аппарата для построения кривых охлаждения Осмонда.

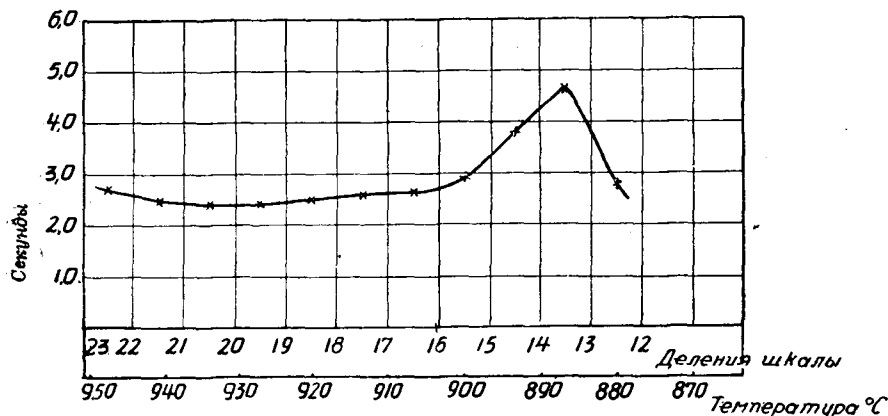


Фиг. 184. Диаграмма на ленте хронографа.

Если вместо зеркального гальванометра употребляют обыкновенный гальванометр со стрелкой и со шкалой от 0 до 1600°, то точность будет не особенно велика, так как отсчет производится каждые 10°, в то время как при зеркальном гальванометре отсчеты можно легко делать через каждые 3—5°. Относительно возможного увеличения точности будет сказано в нижеописываемом компенсационном включении.

Для проведения опыта применяют аппаратуру, схематически изображенную на фиг. 183, *A* — исследуемый образец, нагреваемый в электрической печи *B*. Термоэлемент *C* присоединен к клеммам *D* и *E* зеркального гальванометра. Наблюдение отклонения зеркала *F* производится с помощью зрительной трубы *G*, которая позволяет видеть изображение шкалы в зеркале гальванометра. *I* — место наблюдателя, который каждый раз, когда перед нитяным визирным крестом зеркальной трубы появляется деление шкалы, включает на мгновение ток в магнит хронографа *M* с помощью ключа *K*. Благодаря этому перо хронографа *L* отклоняется и вычерчивает петлю (метку) на бумажной ленте хронографа.

На фиг. 184 представлена полученная хронографом диаграмма. Около каждой отметки представляют температуру, соответствующую упомянутым отсчетам гальванометра, измеряют расстояния между отдельными отметками и



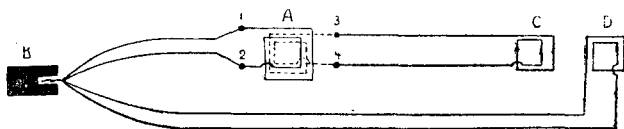
Фиг. 185. Кривая к диаграмме хронографа фиг. 184.

пересчитывают их в секунды, учитывая скорость вращения и величину окружности барабана хронографа. Полученные значения соединены в кривую (фиг. 185). Для этой цели на оси абсцисс откла-

дывают деления шкалы гальванометра или же, что еще удобнее, соответствующие им температуры. На оси ординат откладывают расстояния отдельных отметок друг от друга, выраженные в секундах.

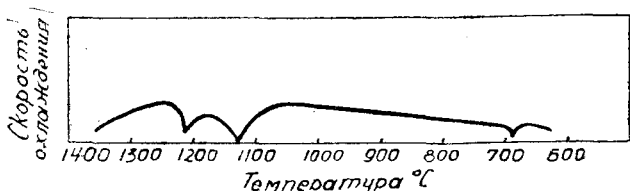
3. Кривая скорости

На фиг. 186 схематически представлен прибор Дежана (1) для автоматического получения кривых скорости. В — исследуемый образец, температура которого определяется пирометром Лешателье.



Фиг. 186. Аппарат Дежана для снятия кривых скорости.

Термоток разделяется и частью направляется в менее чувствительный гальванометр D прибора Саладина, частью же в гальванометр А. Последний представляет собой гальванометр по Депре-д'Арсонвалю, катушка которого имеет две электрически изолированные друг от друга обмотки, заканчивающиеся четырьмя клеммами 1, 2, 3 и 4. Термоэлемент связан с индуцирующей (возбуждающей) обмоткой 1, 2 (на фиг. 186 обозначена непрерывной линией). Во время охлаждения или



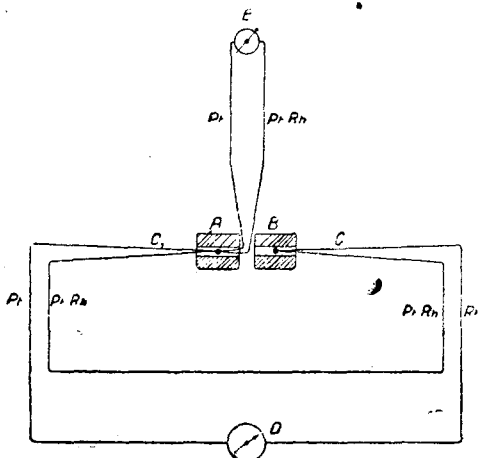
Фиг. 187. Кривая охлаждения чугуна с 3,3% С, снятая регистрирующим аппаратом Дежана.

нагревания катушка А вращается в магнитном поле, благодаря чему во второй обмотке возбуждается ток, электродвижущая сила которого пропорциональна скорости вращения индуцирующей катушки. Этот индуцированный ток (пунктир — цепь тока) идет к чувствительному гальванометру С прибора Саладина. Отклонения этого гальванометра уменьшаются или превращаются в 0, если скорость охлаждения уменьшается или равна 0, т. е. тогда, когда наступает замедление или температурная остановка. На фиг. 187 представлена подобная кривая Дежана.

II. Дифференциальные кривые

Превращения, определяемые при термических исследованиях, распространяются чаще всего на определенные интервалы температур. Так, например, критические интервалы чистого железа лежат

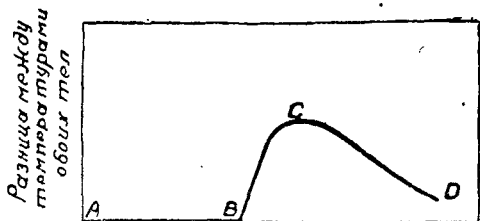
между 700 и 1000°, что соответствует электродвижущей силе термоэлемента платина-платино-родий приблизительно в 6,2—9,5 милливольт. Этот интервал в 3 милливольты можно точно измерить, применяя гальванометр, дающий при этом напряжении большее отклонение,



Фиг. 188. Включение термоэлемента для определения дифференциальных кривых по Робертс-Аустену.

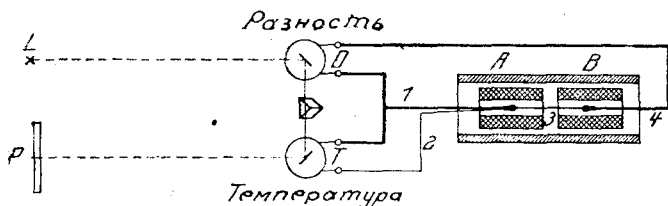
Аустеном, причем он держал компенсационный ток не постоянным, но равномерно уменьшал его. Для этого он применял термоток от вещества, которое само не претерпевает превращения, а в остальном охлаждается так же, как и вещество, превращение которого нужно определить. Принцип метода, кратко описанный уже на стр. 202, схематически представлен на фиг. 188.

Два тела *A* и *B* могут быть нагреты до одинаковой температуры и затем охлаждены. В каждом из этих двух тел помещено по термоэлементу (*C* и *C₁*). Связывая последние так, чтобы электродвижущие силы, ими возбуждаемые, были включены навстречу друг другу, мы не получим тока в гальванометре *D* до тех пор, пока *A* и *B* имеют одинаковые температуры. Это будет иметь место в продолжение всего периода охлаждения в том случае, если оба тела имеют одинаковые размеры, поверхностные свойства, одинаковую удельную теплоту и теплопроводность и не испытывают при этом никаких превращений, связанных с тепловыми эффектами. Теперь нужно посмотреть, что же произойдет, если тело *B* испытывает при определенной температуре



Фиг. 189. Температура эталона *A*, измеренная гальванометром *E*.

превращение, во время которого выделится тепло. Температура, при которой начинается превращение, согласно всему вышесказанному, достигается одновременно обоими телами. Но дальше охлаждение *A* пойдет нормально, а охлаждение *B* замедлится соответственно выделившемуся количеству тепла. Между обоими веществами возникает разность температуры, ощущаемая гальванометром *D*, так как вся установка начнет действовать как термоэлемент, нагретый спай которого находится в *B*, а холодный в *A*. Нанося графически возникающую между *A* и *B* и показываемую гальванометром *D* разность температур обоих тел как функцию температуры *A* (измеренную при помощи *E*), получим кривую, представленную на фиг. 189.



Фиг. 190. Схема включения Вефера и Апеля для построения дифференциальных кривых по принципу Саладина.

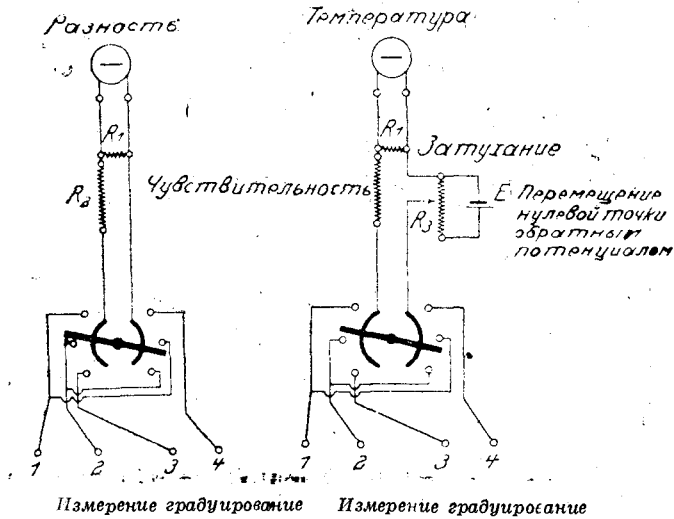
Сначала от *A* до *B* кривая идет по нулевой линии. В *B* начинается превращение, которое вызывает разность в температурах обоих тел. Кривая удаляется от оси абсцисс — от *B* до *C*. После того, как превращение закончилось, разность температур начинает все более и более уменьшаться, и кривая приближается к нулевой линии. На практике нет такого вещества, размеры которого, поверхностные свойства и т. д. совпадали бы во всех отношениях, с исследуемым веществом. Поэтому уже до наступления превращения часть кривой *AB* несколько удаляется от нулевой линии. Однако и в этом случае наступление превращения характеризуется на кривой перегибом *B*.

Для определения превращений, лежащих выше 350° , рекомендуется брать для сравнения чистый никель. Его расплавляют в тигле, выложенном магнезитом, раскисляют магнием и расплавленный металл переливают в цилиндрическую шамотовую форму.

Для опытов необходимы два наблюдателя, из которых один отсчитывает отклонения гальванометра *D*, а другой в это время наблюдает показания второго гальванометра *E*, показывающего температуру. Необходимо указать на то, что схема включения может быть упрощена, если заменить термоэлементы *C* и *C*₁ на фиг. 188 платиновой проволокой и соединить *A* и *B* коротким куском платинородиевой проволоки. Для измерения температуры включают еще один кусок платинородиевой проволоки, который связан с гальванометром *T* (фиг. 190).

Построение дифференциальной кривой двойным гальванометром Саладина-Лешателье. Нижеследующая схема включения описана Ф. Вефером и К. Апелем (К. Apel). Двойной гальванометр Саладина установлен на массивном бетонном фундаменте; для предохранения

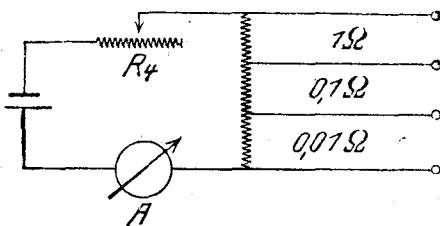
от сотрясений он находится на подвеске Юлиуса с масляным компенсатором. Полная установка представлена на фиг. 190 и 191. Гальванометры D и T для изменения затухания включены параллельно со штеп-



Фиг. 191. То же, что на фиг. 190;

сельными реостатами R_1 , необходимая чувствительность устанавливается помощью включаемого последовательно секционного реостата R_2 . Нулевая точка гальванометра T , указывающего температуру, может быть сдвинута встречной электродвижущей силой; она уменьшается третьим реостатом R_3 , за которым спадает постоянная электродвижущая сила. Переключатели служат добавочными полюсами при

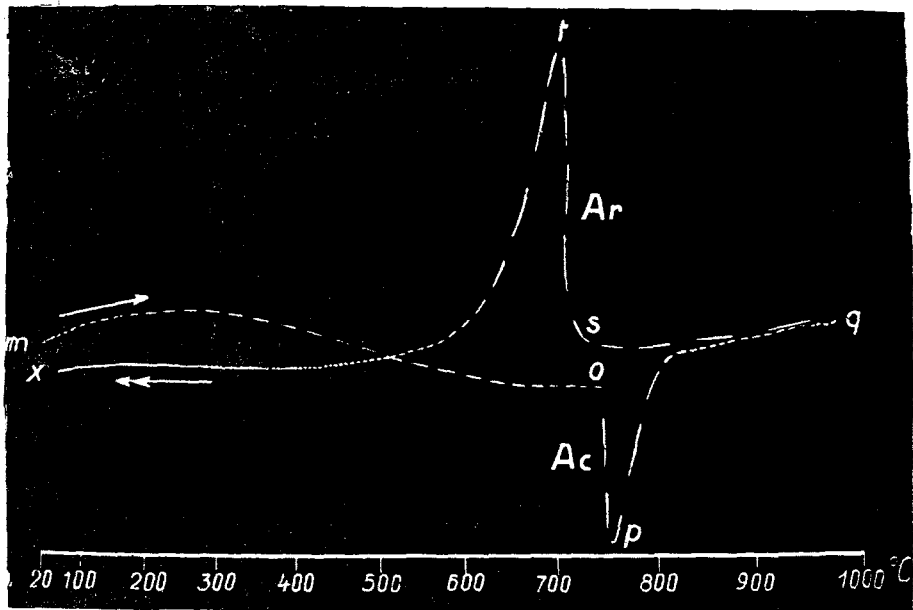
неправильном выборе полярности; затем они позволяют менять включенные термоэлементы, не нарушая включения устройства для градуирования, с помощью которых гальванометрам сообщается известная электродвижущая сила. Устройство для градуирования (фиг. 192) состоит из трех прецизионных сопротивлений в $1, 0,1, 0,01$ ома, на кон-



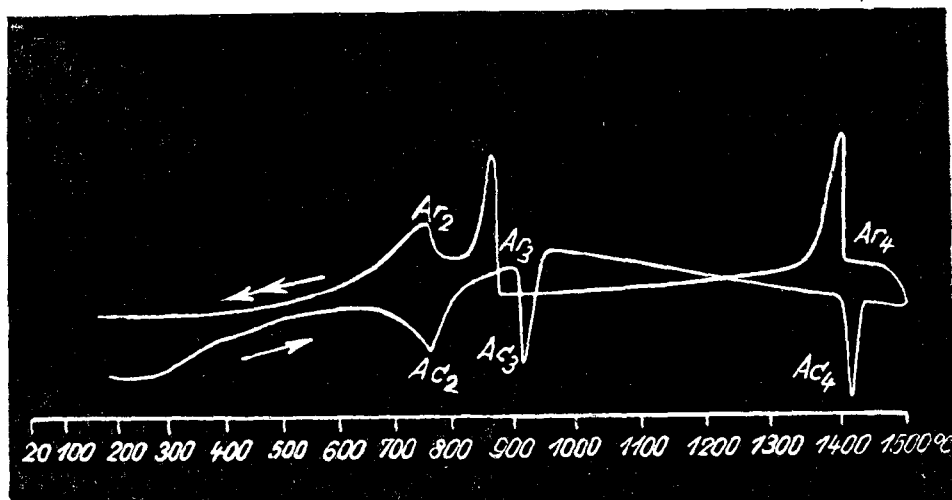
Фиг. 192. Устройство для градуирования.

цах которых можно установить с помощью реостата с передвигаемым контактом R_4 и миллиамперметра A любое нужное напряжение. Обслуживание установки значительно облегчается этими вспомогательными приборами. Она признана самой удобной и оправдала себя во всех отношениях.

На фиг. 193 и 194 представлены температурные кривые, снятые с помощью двойного гальванометра для образца стали с $0,63\% C$ и



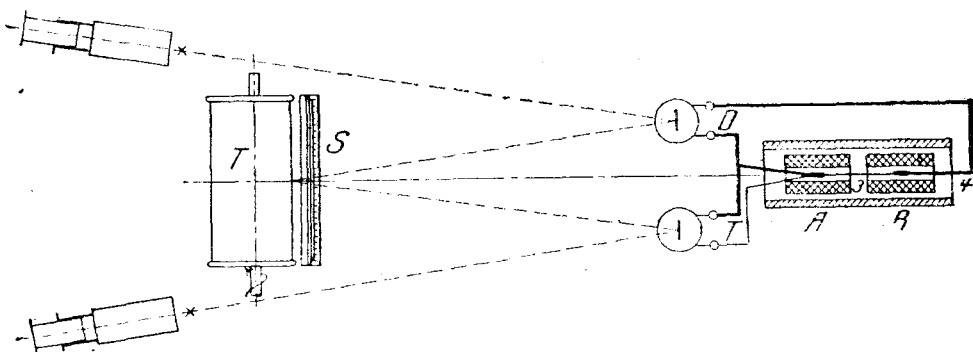
Фиг. 193. Температурная кривая образца стали с 0,63% С, 0,24% Si. Снята двойным гальванометром Саладина-Лешателье.



Фиг. 194. Температурная кривая образца электролитического железа. Снята двойным гальванометром Саладина-Лешателье.

и 0,24% Si и электролитического железа. При снятии первой кривой между источником света и гальванометром было включено зубчатое колесо, вращаемое часовым механизмом, которое прерывало свет таким образом, что черточка светлого пунктира вместе с темным промежутком соответствовала точно 1 минуте.

Кривая нагревания, начинающаяся в m , проходит плавно и почти горизонтально до 750° в точке o , у которой начинается резкий перегиб — точка калесценции¹ $Ac_{1,2,3}$. От точки o кривая идет вертикально вниз до максимума p и постепенно возвращается опять в близкое к горизонтальному направление — до конечной точки q . Расстояние op соответствует разности температур, равной 20° ; на это количество градусов увеличилась температура эталона и печи, температура же образца все это время оставалась равной 750° .



Фиг. 195. Схема включения прибора Курнакова по Байкову.

При охлаждении получается перегиб в точке s ; кривая проходит вертикально вверх. Температура стального образца повышается под действием рекалесценции. Возникает разность температур между исследуемым образцом и эталоном, равная 35° — отрезок st — при 710° , которая соответствует точке рекалесценции $Ar_{3,2,1}$.

От максимума рекалесценции t кривая охлаждения спадает и проходит снова почти горизонтально до конечной точки x .

На фиг. 194 представлена кривая для электролитического железа, изученная до 1500° . Кроме точек превращения A_2 и A_3 , при температуре около 1400° появляется также δ -превращение A_4 . В остальном кривая, снятая без отметок времени, идет аналогично вышеописанной температурной кривой.

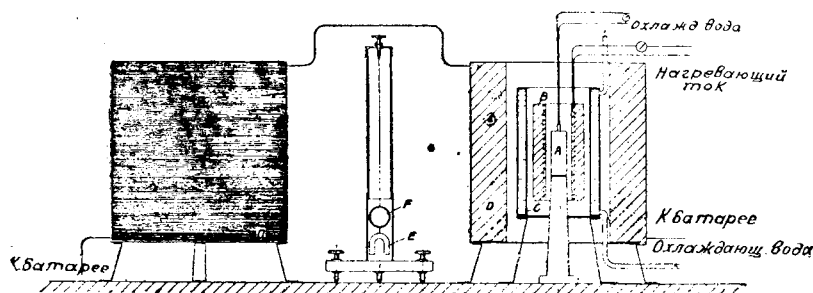
Построение дифференциальной кривой с помощью прибора Курнакова. При описанном методе кривые не дают никакого представления о продолжительности охлаждения. Так как знание этой величины во многих случаях необходимо, то для построения дифференциальной кривой можно применить прибор Курнакова.

¹ Мало употребительный у нас термин. — *Ред.*

Для этой цели, по предложению Байкова, прибор Курнакова усовершенствован добавлением второго гальванометра (фиг. 195). Зеркальные гальванометры Сименс-Гальске (Siemens-Halske) также защищены от сотрясений подвеской Юлиуса с масляным компенсатором; включение — точно такое же, как и прибора Саладина. Прибор установлен в небольшой темной камере. Наблюдение производится двумя зрительными трубами, которые проведены через отверстия в стенке темной камеры.

г) Другие методы определения точек превращения

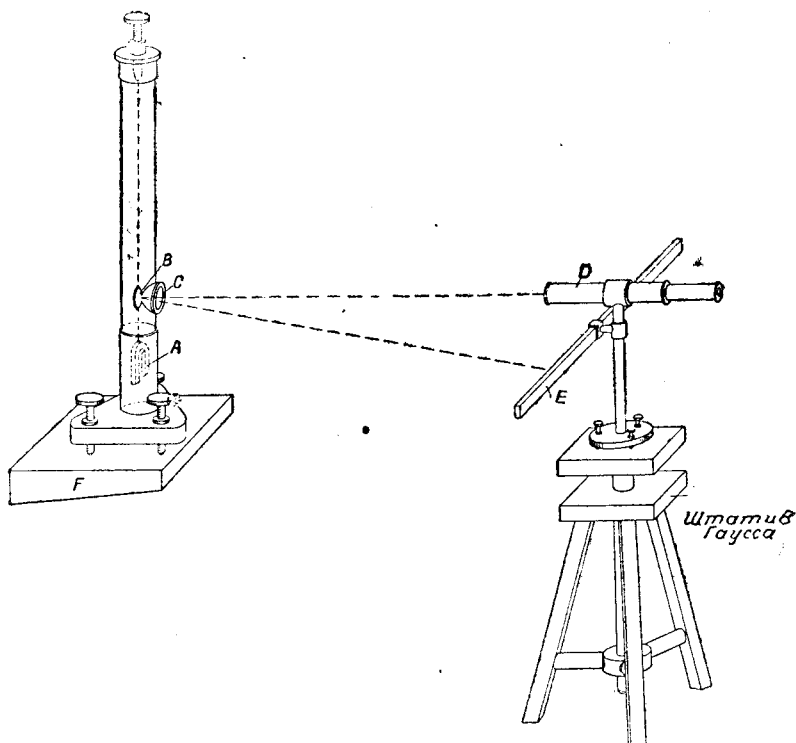
Так как почти все свойства металлов и сплавов испытывают при температурах превращения скачкообразные изменения, то определением свойств металлов и сплавов можно найти положение точек превращения. Для этого имеется два способа.



Фиг. 196. Магнетометр по Левконья для определения магнитных продуктов превращения.

По первому способу определяют свойства при различных температурах и получают кривые охлаждения, абсциссы которых представляют собой температуры, а ординаты — соответствующие свойства. Так, например, Б. Будоар (2) (Boidoiard) пользовался термоэлектрическими кривыми для определения точек превращения сплава железоникель. Будоар (1) определял также электросопротивление, Левконья (Lewkonja) — магнитные превращения. Так как последний способ позволяет измерять проще и точнее с трудом находимые иными путями температуры превращения сплавов из магнитного состояния в немагнитное, опишем его вкратце. Нагревание образца А (фиг. 196) происходит в электрической бифилярно (см. стр. 168) обмотанной печи сопротивления В. Намагничивание образца осуществляет катушка D, которая защищена от сгорания охлаждаемым кольцом С. Магнитное поле создается могучим вращающимся магнитом E, подвешенным на кварцевой нити, отклонение которого определяется зеркалом F (фиг. 197). Чтобы иметь возможность учитывать только действие намагничивающегося образца А и исключить действие катушки D, устанавливают симметрично в отношении оси магнита вторую катушку D₁, через которую протекает такой же ток, как и через D.

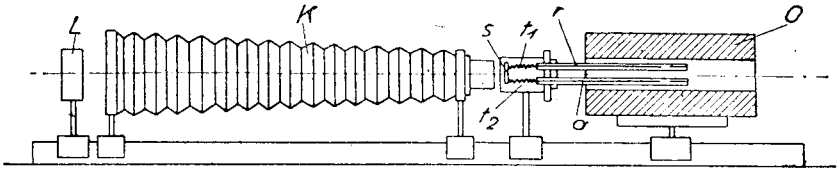
Другой способ определения точек превращения — это так называемый способ закалки. Он основывается на том явлении, что нагретый до известной температуры образец сохраняет большей частью при внезапном охлаждении свойственное этой температуре состояние. По этому способу Окнов определял температуры превращения сплавов железо-углерод.



Фиг. 197. Установка магнетометра рядом с приспособлением для отсчета.

Определение кривых охлаждения становится затруднительным и неточным, как только скорость охлаждения превзойдет некоторую определенную величину, так как гальванометр не может достаточно быстро следовать за понижением температуры. Явления при превращениях нельзя сделать отчетливее путем увеличения массы образца, так как в этом случае поверхностные слои не будут давать таких же соотношений охлаждения, как внутренние. С подобными трудностями приходится сталкиваться и при измерении электрических и магнитных свойств в зависимости от температуры. По исследованиям Шевнара (Svegaard) (1), удастся тем не менее точно определять особенности процесса охлаждения очень быстро охлаждаемых образцов с небольшой массой измерением теплового расширения. По методу Шевнара, длина исследуемого образца сравнивается с длиной эталона, который при охлаждении не обнаруживает никаких неравномерностей

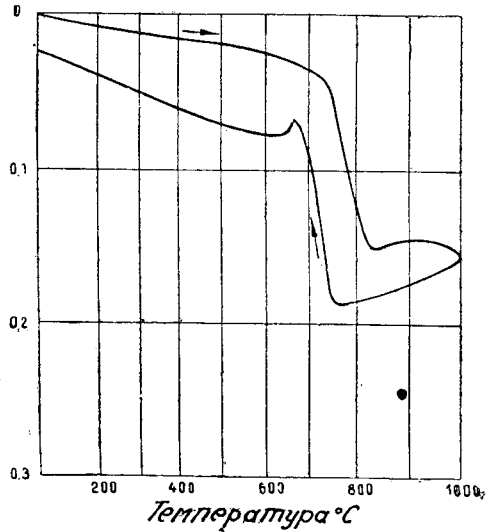
расширения. Обе величины: 1) длина эталона как мера температуры и 2) разность в длине эталона и исследуемого образца, — отбрасываются зеркалом на фотографическую пластинку таким образом, что первая составляет абсциссы, вторая — ординаты кривой. Каждое



Фиг. 198. Схематическое изображение дилатометра Шевнара.

нарушение плавности этой кривой соответствует нарушению плавности изменения температуры охлаждаемого образца. Этим способом удается установить точки превращений, имеющие место во время закалки стали. Установка подобного прибора схематически представлена на фиг. 198.

Эталон и исследуемый образец совершенно одинаковых размеров помещены в кварцевые трубки r ; изменение их длины передается тонкими кварцевыми палочкам стальным пружинкам t_1 и t_2 , на концах которых укреплено металлическое зеркало s . Оно освещается точечной лампой L и его колебания вычерчиваются на фотографической пластинке, помещенной в растяжной камере K . Зеркало укрепляется таким образом, что одинаковое одновременное расширение эталона и исследуемого образца дают на пластинке горизонтальную прямую. Если возникает разность между изменениями длины обоих брусков, то кривая резко меняет свое направление; расширение или сжатие образца дает на пластинке вертикальную прямую. На построенной таким путем прямоугольной системе координат ось абсцисс представляет величину температуры, которая при этом определена изменениями длины эталона и соответствующим градуированием, а ордината показывает разность в изменениях длины исследуемого образца и эталона, устанавливаемую также градуированием. Все устройство.



Фиг. 199. Температурная кривая расширения стали с $0,4\%$ С, снятая по способу Шевнара (Металлургический институт в Аахене).

находится на общей станине, по которой без труда могут передвигаться отдельные части.

На фиг. 199 представлена кривая «расширение-температура» стали с 0,4% С; кривая нагревания идет сначала косо вниз — признак того, что коэффициент расширения этой стали меньше коэффициента расширения материала, взятого для сравнения (сплав хрома и никеля, содержащего приблизительно 90% никеля). Около 720° происходит отчетливое сжатие (α - γ -превращение), которому соответствует на кривой охлаждения расширение (γ - α -превращение). Острие кривой указывает на временное различие температур между сравниваемым материалом и образцом стали.

Кривые расширения при очень малых скоростях нагревания, частью с помощью нерегистрирующей аппаратуры, определяли Лешателье (6), Дризен (Driesen) и Штебляйн (Stäblein)¹.

Микрографический способ. Относительно применения этого способа для определения критических точек можно указать на работы Гутковского.

В. ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ РЕНТГЕНОВСКИМИ ЛУЧАМИ

За последние годы рентгеновский анализ сделался важнейшим средством изучения металлов. Знаменитое открытие Лауэ (Laue) в 1912 году легло в основу дальнейшего развития рентгенографических методов изучения строения металлов. Основная мысль Лауэ заключалась в том, что рентгеновские лучи, как поперечные колебания с малой длиной волны, должны отклоняться при прохождении через кристалл, обладающий строением решетки (явление дифракции).

Рентгеновские лучи находят себе тройное применение в металлведении:

1) для просвечивания изделий с целью выявления внутренних пороков;

2) в спектральном анализе, служащем для количественного и качественного химического определения металлов и, в особенности, сплавов;

3) для изучения расположения атомов в металлических кристаллах определением картины дифракции.

Разберем вкратце эти отдельные области применения.

1. Просвечивание металлов

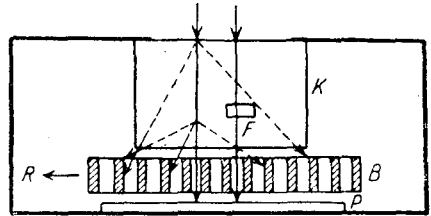
Необходимо, например, найти пороки в отливке (K на фиг. 200)—газовые пузыри или ликвацию. Рентгеновские лучи проникают через изделие, и в том месте, где находится газовый пузырь F , они встре-

¹ В лабораторной практике широко распространены также пишущие дилатометры, у которых изменения длины образцов передаются специальным пером, рисующим кривую либо на плоскости, либо на барабане, приводимом во вращение часовым механизмом. — *Ред.*

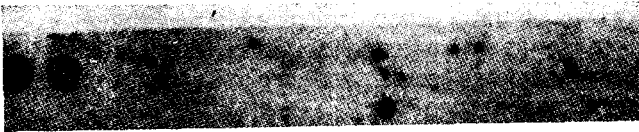
чают меньшее количество материала; поэтому в данном месте они не так ослабляются, как в остальных частях отливки, и дают на фотопластинке P более заметное почернение. Если при этом в материале имеется скопление какого-либо другого вещества, более энергично поглощающего рентгеновские лучи, чем основная масса (например, свинец в латуни), то фотопластинка в соответствующем месте потемнеет в значительно меньшей степени и обнаружит светлое пятно.

Необходимо отметить, что все тела, пронизываемые рентгеновскими лучами, сами, в свою очередь, излучают рентгеновские лучи. Эти вторичные лучи, попадая под всеми возможными углами на фотопластинку, вызывают равномерное почернение последней и этим самым смазывают контрастность между изображениями дефекта и здорового места. Чтобы локализовать действие вторичного излучения,

устанавливают между изделием и фотопластинкой диафрагму B (фиг. 200), состоящую из многих свинцовых полосок с очень узкими просветами между ними. Прямые (первичные) лучи падают через просветы диафрагмы на пластинку, в то время как вторичные лучи, направленные косо, поглощаются свинцовыми полосками. Для того же, чтобы сама диафрагма не бросала тени, ее необходимо равномерно двигать в указанном стрелкой направлении. Таким образом достигается значительное повышение контрастности и создаются условия для обнаружения самых мелких воздушных пузырей.



Фиг. 200. Схема устройства для просвечивания металлов.



Фиг. 201. Рентгеновский снимок стеллита с литейными пузырями.

Огромное преимущество метода просвечивания состоит в том, что при изучении металлоизделия нет необходимости брать от него пробу. Готовые изделия могут быть исследованы без всякого вреда для них.

При помощи рентгеновских лучей исследуют также сварные швы. На фиг. 201 приведен рентгеновский снимок пузырястого куска стеллита.

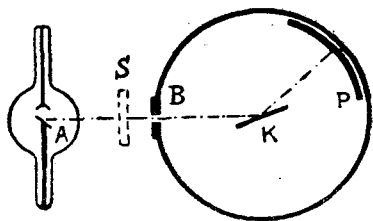
2. Спектральный рентгеновский анализ

На фиг. 202 чисто схематически представлен принцип соответствующего устройства. В оптическом спектральном анализе для дифракции света служит дифракционная решетка, которая в рентгеноспектро-

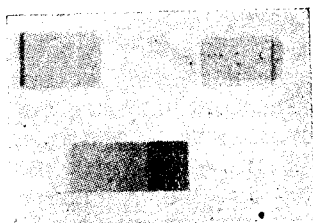
скопии заменена структурой пространственной решетки хорошо образованного кристалла. Последний установлен на столике, который медленно вращается. Узкий пучок лучей падает под углом ρ через диафрагму B на кристалл K . Часть лучей отклоняется за счет дифракции и попадает на пленку P . Это именно та часть лучей, которая следует формуле Брэгга (Bragg):

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \rho.$$

Согласно формулы Брэгга, под углом ρ отражаются только лучи со строго определенной длиной волны, которая зависит от константы решетки d исследуемого кристалла. d есть расстояние между соседними плоскостями решетки.



Фиг. 202. Принцип рентгеноспектроскопии.



Фиг. 203. Рентгеновские спектральные диаграммы. Линейный спектр (сверху). Спектр поглощения (снизу).

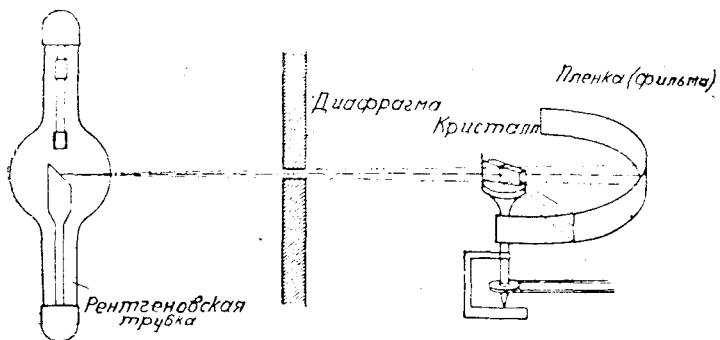
Рентгеновский спектр (фиг. 203) по сравнению с оптическим проще тем, что спектр какого-либо элемента содержит лишь немногие линии, интенсивность которых не зависит к тому же от напряжения в излучающей трубке. Безразлично также, имеем ли мы дело с железом в виде элемента, сплава или в форме соли или окиси,—рентгеновский спектр всегда покажет линии чистого железа.

Для более полного изучения вопросов качественного и количественного рентгеновского спектрального анализа отсылаем читателей к специальной литературе.¹

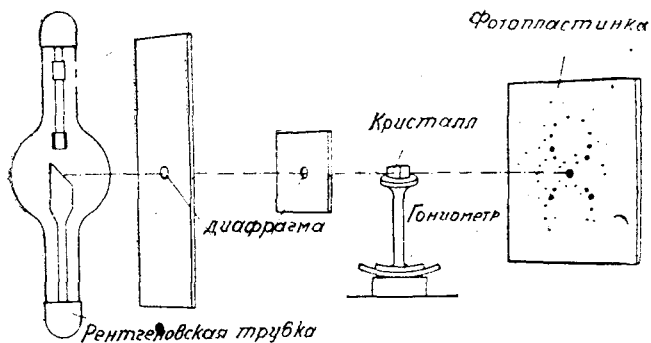
3. Исследование структуры металлов

Для исследования внутреннего строения широко распространен способ Брэгга (фиг. 204). Так как при этом пользуются однородным рентгеновским светом, что позволяет выбрать определенную длину волны, то в формуле Брэгга — $n \cdot \lambda = 2 d \cdot \sin \rho$ — λ известно,

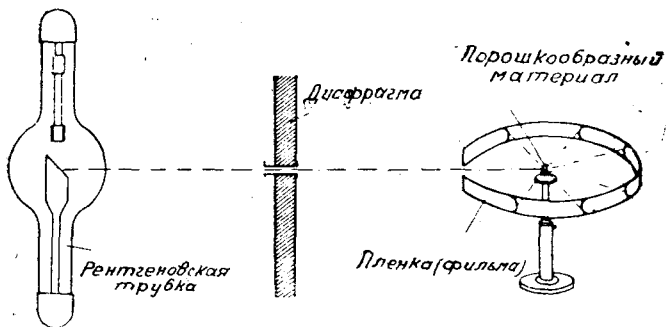
¹ Эвальд (Ewald). — Кристаллы и рентгеновские лучи (Kristalle und Röntgenstrahlen), 1923; Зигбан (Siegbahn). — Спектроскопия рентгеновских лучей (Spektroskopie der Röntgenstrahlen), 1924; Глоккер (Glocker). — Испытание материалов рентгеновскими лучами. ГТТИ. 1932 (Materialprüfung mit Röntgenstrahlen) 1927; К. Беккер (K. Becker). — Рентгеновские лучи как средство химического исследования (Die Röntgenstrahlen als Hilfsmittel der chemischen Forschung, Vieweg 73, 1924; Глоккер и Шрайбер (Glocker и Schreiber) — Количественный спектральный рентгеноанализ с холодным возбуждением спектра (Quatitative Röntgenspektralanalyse mit Kalterregung des Spektrums). Ann. Phys. 85 (1928), 1089.



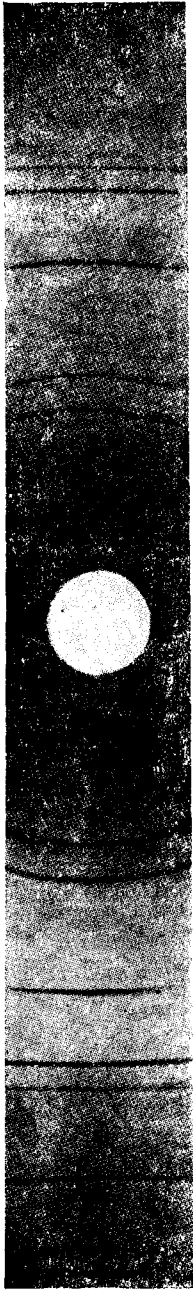
Фиг. 204. Способ Брэгга.



Фиг. 205. Способ Лауэ.



Фиг. 206. Метод порошка по Дебаю-Шерреру и Хэллу.



Фиг. 207. Снимок Дебая для алюминия.

ρ определяется и рассчитывается на пленке, и, следовательно, может быть определено d — расстояние между плоскостями решетки. Изменением положения кристалла можно найти все константы d кристалла и отсюда представить себе элементарную ячейку (параллелепипед). Эта элементарная ячейка есть наименьшая объемная часть кристалла, являющаяся полностью симметричной. Так как строение параллелепипеда есть самое существенное в структуре, то исследование структуры и основано на его определении.

Самым старым методом определения структуры является метод Лауэ (фиг. 205).

Диафрагмированный пучок неоднородных рентгеновских лучей падает на отдельный, прочно укрепленный кристалл. Угол падения и расстояние между плоскостями решетки остаются постоянными. Неоднородный рентгеновский свет имеет разнообразие длины волн. Поэтому на каждую кристаллическую плоскость среди волн разной длины попадает одна волна, отражающаяся согласно уравнению Брэгга. Таким образом каждое интерференционное пятно на диаграмме Лауэ отвечает одной определенной плоскости в кристалле и соответствующей ей длине волны. Следовательно, необходимо определить две неизвестные величины. С другой стороны, диаграмма Лауэ (фиг. 205) определяет симметрию кристалла по отношению к направлению просвечивания. Описанные способы требуют наличия полностью сформированного кристалла. Там, где это условие отсутствует, способ Дебая-Шеррера (Debye-Scherrer) дает дальнейшие возможности к изучению структуры (фиг. 206).

Диафрагмированный пучок однородных рентгеновских лучей падает на тонко измельченное исследуемое вещество, которым наполнена тонкая стеклянная трубочка.

В этом случае постоянными являются длина волны и расстояние между атомами. Беспорядочное расположение частиц измельченного материала заменяет собою изменение угла падения. Интерференционные линии получаются на пленке в виде колец. Из всех существующих в исследуемой массе кристалликов плоскостей

могут отражать лучи только те, которые удовлетворяют уравнению Брэгга. Эти отраженные пучки лучей с определенным углом при

вершине конуса пересекают пленку. Сечения представляются так называемыми кольцами Дебая (фиг. 207). То же самое происходит и с другими плоскостями кристалла. Положение кольца и его интенсивность зависит от структуры кристалла и от использованной длины волны рентгеновских лучей. Длина волны известна; поэтому остается только измерить диаметр кольца Дебая, и элементарная ячейка может быть определена.

Вышеописанные способы дают только краткое схематическое представление о значении рентгеновских лучей в деле изучения металлов. Эти методы в настоящее время совершенствуются и расширяются, чему соответствует обширная специальная литература, частично приведенная выше. Для изучения физических основ рекомендуем книгу Эвальда «Кристаллы и рентгеновские лучи».

С. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ

а) Получение поверхности, пригодной для наблюдения

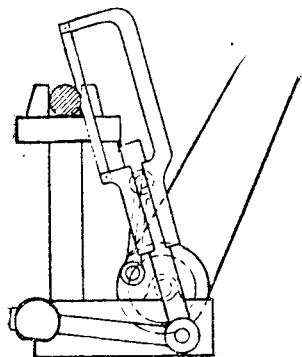
Для суждения о качестве того или иного материала часто имеет значение вид поверхности излома. Для того, чтобы ее приготовить, рекомендуется образец немного надрезать и резким, сильным ударом сломать. В то время, как хрупкий материал ломается без остаточного прогиба и обнаруживает зернисто-кристаллическую поверхность, — вязкий материал показывает обычно волокнистую структуру, но и здесь также вид поверхности излома зависит от того, каким способом происходило отделение образца. Если требуется сравнить друг с другом различные поверхности излома, то необходимо производить изломы одним и тем же способом.

Исследование излома дает лишь поверхностные данные о структуре, так как, вследствие значительного рельефа, ее нельзя наблюдать при больших увеличениях. Кроме того, излом обнаруживает только те части структуры, которые имеют наименьшее сопротивление при изломе. Все же волокнистый излом надрубленного и отделенного ударом образца есть признак большой вязкости материала и дает нередко в опытных руках более правильные сведения о качестве материала, чем данные каких-либо иных испытаний.

Чтобы сделать структуру доступной для исчерпывающего исследования, необходимо отделить образец от испытуемого материала ровным разрезом, удалить шлифовкой с полученной поверхности разреза все неровности и после проявления структуры произвести исследование. Для многих целей, например, для обнаружения ликвации, пустот и грубых включений достаточно наблюдения поверхности шлифа (короче — просто шлифа) невооруженным глазом или при слабом увеличении. Этот метод, требующий больших поверхностей и менее тщательной их подготовки, называется макроскопическим исследованием, в противоположность микроскопическому, требующему гладко отполированной поверхности шлифа.

I. Подготовка к макрокопическому исследованию

От исследуемого металла пилою отрезают необходимый кусок и образовавшуюся поверхность шлифа обрабатывают сначала напильником, а затем грубой наждачной бумагой или наждачным полотном, чтобы удалить следы напильника. Пилы, применяющиеся для этой цели, имеют конструкцию, схематически представленную на фиг. 208. Пила (ножевка) помещена в рамке и может быть натянута винтом. Это дает возможность применять тонкие ножевочные полотна. Пилы, работающие в почти вертикальном направлении, хорошо зарекомендовали себя вследствие лучшего удаления стружки¹. Круглые пилы, особенно большого диаметра, дают очень широкий разрез, а ленточные слишком дороги для металлографических работ.



Фиг. 208. Пила для холодной распиловки.

Обработку поверхности наждачной бумагой или полотном проще всего производить вручную, при чем наждачная бумага кладется на стеклянную пластинку². Рекомендуются к употреблению механически вращающиеся деревянные диски, оклеенные наждачной бумагой, имеют огромное преимущество, когда приходится изготовлять большое количество шлифов или когда шлифы имеют очень большую поверхность. На шлифуемую поверхность не следует сильно нажимать, так как это не ускоряет работы, а наждачная бумага при этом быстро изнашивается и поверхность

шлифа получается неправильной. Величина зерен применяемого наждачного полотна соответствует, приблизительно, № 2. Если следы надрезов пилы исчезли, то переходят к следующему номеру наждачного полотна, т. е. к № 1М, затем 1F, 0 и, наконец, 00. Этим поверхность для макрокопического исследования бывает вполне подготовлена.

II. Подготовка к микрокопическому исследованию

Наблюдаемая под микроскопом поверхность должна быть совершенно гладкой и нарушения ее, вызванные внешними влияниями (при изготовлении образца), — царапины и т. п. — должны быть удалены до протравки. Составные части структуры как более твердые, так и более мягкие, во время шлифования должны быть обработаны одинаково. Если это не имеет места, и мягкие части вырабатываются

¹ Горизонтальные пилы также достаточно удобны. — *Ред.*

² Опытные шлифовальщики с успехом доводят макрошлифы, зажимая образец в тиски и шлифуя его бумагой, обернутой вокруг деревянной болванки квадратного сечения. — *Ред.*

быстрее, то на поверхности шлифа появляется рельеф, который, если он слишком резок, препятствует получению однообразного, четкого изображения под микроскопом.

Сначала от исследуемого материала отрезают пилой кусочек (приблизительно, $15 \times 15 \times 10$ мм¹), зашлифовывают его грубым и личным напильником и затем обтесывают края и углы, чтобы предупредить разрывы полировальной ткани при дальнейшей обработке.

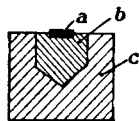
Многие материалы нельзя обрабатывать пилой вследствие их твердости. В таких случаях образец отрезают тонким наждачным камнем или отделяют простым ударом молотка. Можно также воспользоваться пилой для холодной распиловки (фиг. 208), при чем ножевое полотно заменяют куском гладкого обручного железа. Во время работы на место разреза наносят кисточкой наждачную пыль, чем и обеспечивается разрезывание металла, — подобно разрезыванию стеклянных пластин при изготовлении оптических приборов. Можно также капать на место разреза взмученным наждаком — из сосуда, установленного поблизости.

При отделении образца с помощью шлифовального камня необходимо тщательное охлаждение, так как образцы, в особенности закаленной стали, могут претерпевать, даже при незначительном нагревании, изменения структуры, являющиеся в дальнейшем источником ошибок.

Если исследуемые образцы очень малы (стружки, осколки хрупких металлов и т. п.), то способ, предложенный Легри (Le Gris) (1) дает очень хорошие результаты. От круглого латунного бруска диаметром 12—15 мм отрезают кусок длиной приблизительно 10 мм и просверливают в нем отверстие диаметром 8—10 мм, — смотря по величине исследуемого образца. Глубина отверстия должна быть приблизительно равна диаметру (фиг. 209). Отрезанный кусок латуни нагревают, и отверстие заполняют расплавленным шеллаком. Выступающий над поверхностью образца шеллак после охлаждения спиливают, чтобы получить ровную поверхность. Исследуемый кусочек металла вводится следующим образом: его накладывают на холодную поверхность шеллака и нагретым клинком ножа вдавливают в медленно размягчающуюся массу.

Рекомендуется вдавливать образец не полностью, а оставить часть снаружи, чтобы затем иметь возможность быстрее и лучше его шлифовать.

Очень удобен также способ заливки мелких образцов сплавом Вуда. Для этой цели изготовляют манжет из железной или латунной ленты, ставят его на деревянную или стеклянную пластинку и заливают, образец сплавом Вуда. — *Ред.*]



Фиг. 209.
Приготовление шлифов из очень мелких объектов.

¹ Естественно, что во многих случаях размеры образцов могут иметь случайную форму и размеры, отличные от приведенных автором. — *Ред.*

1. Шлифование

После того, как с помощью наждачного диска, пилы или напильника отделен подходящий для образца кусочек металла, его поверхность шлифуют. Для этой цели кладут лист наждачной бумаги с зерном примерно 1М на стеклянную пластинку и шлифовкой образца строго в одном направлении, перпендикулярном к следам зачистки, устраняют все следы последней. Во время шлифовки наждачной бумагой нужно следить за тем, чтобы не надавливать сильно на образец, так как в противном случае возникает холодно наклепанный поверхностный слой, который имеет другую структуру, чем исследуемый металл, и который распространяется тем глубже, чем сильнее давление при обработке поверхности. При дальнейшей обработке это делается заметным по тому, что, несмотря на тщательное полирование, штрихи на шлифе становятся заметными при последующем травлении. В этом отношении особенно чувствительны материалы с очень низким пределом упругости. Слишком сильное давление опасно также при подготовке образцов из мягких металлов, так как, с одной стороны, зерна наждака могут проникнуть в металл и при последующем исследовании будут ошибочно квалифицированы, как загрязнения данного металла. С другой стороны, могут быть удалены включения, что также послужит поводом к неправильным выводам.

Когда при шлифовании на грубой бумаге (1М) исчезли последние следы предыдущей обработки (зачистки), шлиф струей воды обмывают от прилипших зерен наждака и продолжают шлифование на более тонкой наждачной бумаге 1F. При этом образец двигают в направлении, перпендикулярном к предыдущему, до тех пор, пока не исчезнут все штрихи от 1М. После повторной промывки переходят к бумаге 0 и, наконец, к 00. Почти для всех целей практики достаточно шлифование на 00, после чего можно сразу перейти к полировке.

Для более тонких микроскопических работ при сильных увеличениях; по Лешателье (7), необходимо после обработки наждачной бумагой 00, произвести еще обработку отмученным наждаком, сначала грубым, а затем более тонким. Только тогда шлиф можно полировать.

Для обработки шлифа отмученным наждаком служит зеркально-шлифованная стеклянная пластинка, на которой натянуто несколько слоев тонкой фланели или сукно для полирования. Края сукна скреплены крепким шнуром на обратной стороне пластинки. Ее размеры целесообразно выбрать такими, чтобы пластинка с натянутым на нее сукном точно входила в ванночку, применяемую в фотографии (для проявления).

Применяются две подобных пластинки. Первая служит для более грубого сорта наждака. Здесь употребляют отмученный наждак (отмучивается в течение 1 минуты), который до того пропускается через тонкое сито (1200 отверстий на квадратный сантиметр) и хранится в бутылке, закрытой каучуковой пробкой. Примерно 5 грамм этого порошка наносится на ткань полировальной доски и растирается пальцами так, что наждак проникает в ткань. Тогда сверху наливают

немного мыльного раствора и растирают его равномерно по поверхности. Мыльный раствор готовят, растворяя чистое мыло (например, зеленое) в кипящей воде и фильтруя через плотчатый фильтр в бутылку, которая также тщательно закрывается. После охлаждения раствор должен быть густым. На ткани, смоченной наждачной кашицей, шлиф обрабатывается до исчезновения штрихов от 00.

Более тонкий наждак, которым покрыто сукно второй пластинки, должен быть, согласно предложения Лешателье (7), тщательно отмучен.

Шлиф, обработанный на грубом наждачном порошке, шлифуется затем на второй пластинке, сукно которой смачивается наждачной эмульсией и мыльным раствором. Шлифование продолжается до тех пор, пока остаются видимыми только волосные царапины на поверхности шлифа. Тогда шлиф готов к полировке.

2. Полировка

Самой важной частью подготовки шлифа является хорошая полировка. Наличие зеркальной поверхности не является еще ручательством в том, что шлиф пригоден для металлографического исследования. Существует много правил для полировки, все они являются результатом ряда весьма трудных и кропотливых исследований. Если уже выработан определенный метод полировки, то необходимо точно его придерживаться, так как этим сберегается много труда. Из различных методов ниже будет описан метод, предложенный Лешателье (7), так как он дает возможность получить в очень короткое время (приблизительно, 10—15 минут) грубо подготовленный шлиф.

После того, как исследуемая поверхность обработана до полного исчезновения следов предыдущей обработки, она обмывается сильной струей воды, вследствие чего исчезают прилипшие зернышки наждака. Тщательная промывка необходима, так как присутствие остатков наждака делает полировку невозможной. Присутствия некоторого количества зерен хотя бы и тонкого наждака на полировальной доске вполне достаточно для того, чтобы совершенно ее испортить, так как эти зерна образуют всегда новые штрихи на поверхности шлифа. Выбор и подготовка подходящего полировального материала весьма важны для окончательной полировки. Исследованиями Лешателье (8) установлено, что скорость, с которой можно отполировать металлическую поверхность, различна в зависимости от материала, служащего для полировки. По его исследованиям, различные полировальные средства в отношении скорости полировки располагаются в следующей последовательности:

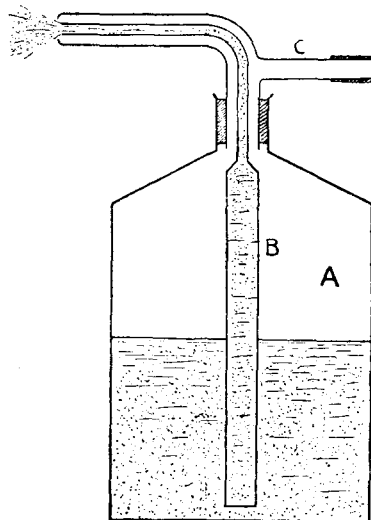
- 1) окись алюминия (глинозем);
- 2) окись хрома;
- 3) окись железа (крокус).

Первое из них действует наиболее быстро, последнее — наиболее медленно. На практике оказалось, что для большинства сплавов (за исключением очень немногих) при полировке можно обойтись одним глиноземом, — если они получили соответствующую предварительную

обработку. Только для очень мягких металлов (например, свинец, олово) целесообразнее применять окись железа (крокус).

Для приготовления глинозема¹ употребляют в качестве исходного материала аммиачные квасцы, по возможности, очищенные от загрязнений. Квасцы прокаливаются, причем остается белый порошок почти чистого глинозема. Затем он очищается физически и химически.

Иной способ приготовления глинозема предложил Робин (Robin); он основан на свойстве алюминия быстро окисляться во влажном



Фиг. 210. Пульверизатор для отмученного глинозема.

воздухе при контакте со ртутью. Полученное таким способом вещество достаточно тонко для полировки, но состоит не из чистого глинозема, так что приходится опасаться, что некоторые чувствительные сплавы будут им разъедаться.

В продаже имеются различные по степени размельчения сорта глинозема. Каждая степень размельчения характеризуется окраской воды, в которой взвешен глинозем, а именно: синяя окраска указывает на крупнозернистый глинозем, осажденный через 3 часа, белая — на среднезернистый глинозем, осажденный после 12 часов, а красная — на мелкозернистый, осажденный после 24 часов.

Для употребления покупной концентрированный глинозем смешивают с дистиллированной водой таким образом, что № 1 (синий) содержит около 20 г, № 2 (белый) — около 10 г и № 3 (красный) — около 6 г Al_2O_3 в литре. Для полировки глинозем, взмученный в дистиллированной воде, переносится в пульверизатор (фиг. 210) и с его помощью наносится на полировальный диск.

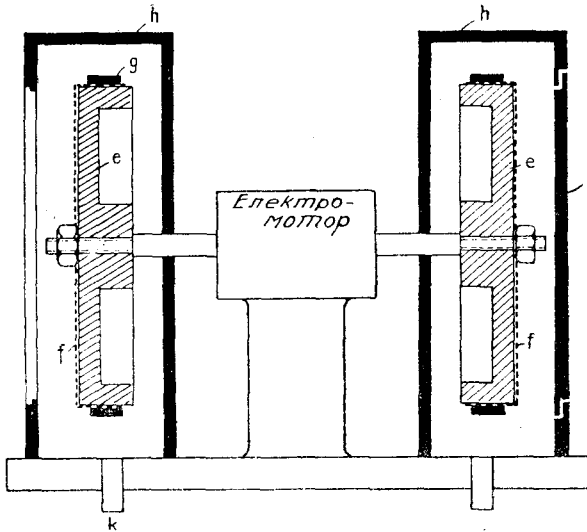
Полировка происходит на горизонтальном или вертикальном диске, вращающемся со скоростью, приблизительно, от 1700 до 3000 оборотов в минуту. На фиг. 211 представлена схема такой установки; полировальный диск которой навинчен прямо на вал электромотора. Нормально мотор развивает $1/3$ л. с. Под мотором находится регулировочный реостат. Диски *e* отливаются из латуни², втулка обтачивается

¹ Изготавливается фирмой Дюжарден в Дюссельдорфе и другими.

² Диски делают также очень часто алюминиевыми или деревянными (многослойными во избежание коробления под действием влаги) с металлической втулкой. — Ред.

и навинчивается на вал мотора, и диск обтачивается затем в собранном виде; этим достигают строгой перпендикулярности поверхности диска по отношению к валу мотора. Для предохранения дисков от пыли они окружены деревянным кожухом, обитым цинковой жестию. Вал проходит через отверстие, обложенное для защиты от пыли войлоком. Плотнo припасованные дверцы *l* делают диски вполне доступными.

(Обычно металлические и деревянные диски покрываются сверху эбонитовой шайбой, создающей большую эластичность при полировке. — *Ред.*).



Фиг. 211. Полировальный мотор.

Диски обтягиваются сукном, в котором и распределяется полировальное вещество. Для этого весьма пригодно, так называемое биллиардное, сукно, которое до употребления промывается теплой водой с мылом, а затем ксилолом.

Наряду с тщательным приготовлением шлифовальных и полировальных материалов, большое значение во время различных операций полировки имеет чистота. Безусловно необходимо, чтобы после употребления каждого номера наждака как шиф, так и руки и ногти исполнителя мылись с педантичной тщательностью. Кожух, в котором вращаются полировальные диски, должен, по возможности, плотно закрываться, чтобы глинозем не высыхал; в противном случае образуются комки, которые вызывают штрихи при полировке. Если сукно высохло, то глинозем счищают чистой жесткой щеткой.

Некоторые очень мягкие сплавы имеют неприятное свойство «размазываться» во время шлифовки. При этом на поверхности шифа образуется тонкий плотный слой, отделяющийся от основной массы,

вследствие чего получается рваная, неровная поверхность, совершенно непригодная для микроскопического анализа. В подобных случаях необходимо как можно слабее прижимать образец к полировальному диску. Беренс (Behrens) предложил смачивание керосином. Частое смачивание шлифа костяным маслом, как выяснилось, дает также хорошие результаты.

Если допустима переплавка исследуемого сплава и если он не очень сильно окисляется вблизи точки плавления, то требуемую гладкую поверхность можно приготовить, выливая расплавленный металл на другую полированную поверхность.

По Эвингу и Розенгайну (Ewing и Rosenhain), шлифы свинца, олова, цинка, висмута, кадмия и их сплавов готовят, выливая расплавленную массу на полированную зеркальную доску. Применяя вместо стеклянной отшлифованную стальную доску, можно таким же способом поступать с золотом, серебром и их сплавами.

Шлифованные стеклянные доски при выливании на них расплавленного металла часто лопаются. Во избежание этого Ганновер (Hannover) предложил применять свежесращепленный лист слюды. В остальном поступают, как было описано выше.

Другой метод состоит в том, что кусок исследуемого металла нагревают в восстановительном пламени паяльной лампы и в момент расплавления прижимают, до полного затвердевания, к листику слюды.

Прижимание свежерезанной поверхности свинца к полированной поверхности достаточно для получения подходящего образца.

Все эти способы применимы только в исключительных случаях, так как и расплавление, и механическая деформация изменяют в основном структуру металла.

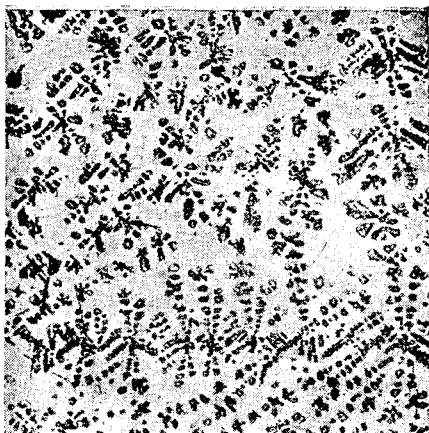
в) Проявление структуры

На отполированном шлифе можно только тогда отличить друг от друга отдельные структурные составляющие, когда их отражательная способность или цвет значительно отличаются друг от друга. Лучше всего, такие структуры исследовать без предварительной протравы. Примеры представлены на фиг. 212—216. Кроме того, часто бывает полезно проводить исследование неметаллических включений на непротравленном шлифе. Подробнее см. часть III, стр. 310.

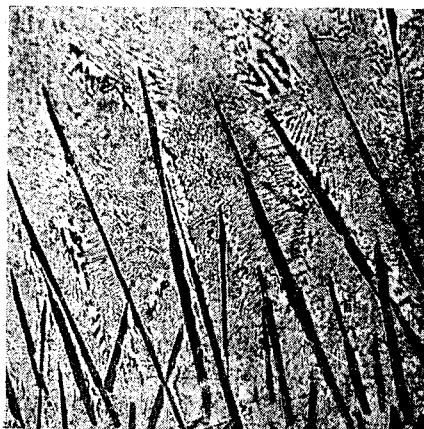
В большинстве случаев необходимо «проявить» структуру, для чего применяются различные способы. Самый старый, едва ли применяемый теперь, метод Осмонда состоит в полировке в рельеф. Образец долгое время обрабатывается тонким полировальным материалом, причем подкладкой при полировке служит упругое вещество, например, влажный пергамент или каучук. Длительная полировка вырабатывает мягкие части структуры металла, твердые же остаются выступающими. Таким образом, образуется рельеф. Так называемая травящая полировка — разновидность этого метода — состоит в том, что на полирующую поверхность добавляют также некоторые химически



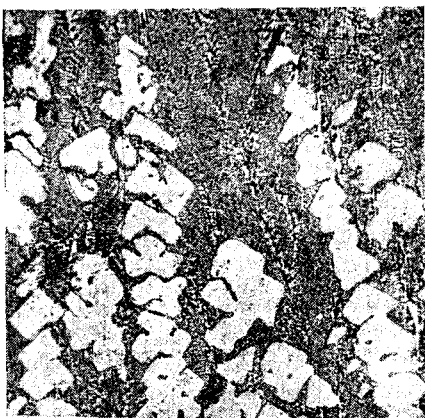
Не протравлено $\times 60$
 Фиг. 212. Богатый сурьмой сплав медь-сурьма. Составляющая CuSb_2 , вследствие фиолетовой окраски, различима на фоне светлой эвтектической основы, $\text{CuSb}_2 - \text{Sb}$ без специальной обработки.



Не протравлено $\times 60$
 Фиг. 213. Богатый медью сплав медь-сурьма. Первичные дендриты меди отличаются своей красной окраской (на снимке — темные) от светлой синеватой эвтектической основы.



Не протравлено $\times 100$
 Фиг. 214. Сплав медь-висмут. Красновато-желтые продолговатые кристаллы неизвестного состава кажутся темными на фоне богатой висмутом эвтектики. Сплав был получен по способу наслонения и потому он в нижней части более богат медью, чем в верхней.



Не протравлено $\times 100$
 Фиг. 215. Богатый висмутом сплав медь-висмут. В результате полировки кристаллы висмута стали равномерно блестящими и кажутся светлыми на фоне богатой медью эвтектической основы. Сплав был получен, подобно предыдущему, по способу наслонения, и в нижней части он богаче висмутом, чем в верхней.

медленно действующие вещества; благодаря совместному действию полировального материала и протравы, рельеф образуется быстрее.

В современной металлографической практике структура, большей частью, проявляется при помощи химического процесса травления. Действие протравы может иногда состоять в том, что одна составляющая растворяется в травителе быстрее, чем другая. В таком случае отражательная способность шлифа испытывает в различных местах разные изменения. Затем, благодаря одновременно образующемуся рельефу, при освещении возникают оттененные края, что дает



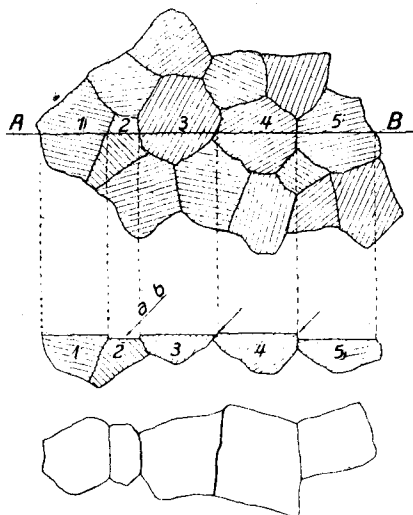
Не протравлено × 600
Фиг. 216. Закись [меди (темная) в эвтектике $\text{Si}-\text{Si}_2\text{O}$.



Пикриновая кислота × 300
Фиг. 217. Действие травления. В рельефе — различимый по освещенным и затененным краям цементит, не разъединенный протравой. Глубже лежит разъединенный протравой феррит.

возможность точно распознать пограничные линии элементов структуры. На фиг. 217 представлена структура сплава, состоящего из двух составляющих — железа и карбида железа. Последний не реагирует с разбавленными кислотами и остается в рельефе, железо же растворяется. Освещенные и затененные части контура карбида железа резко выделяют его от железа, находящегося как бы в углублении и ставшего под действием протравы несколько шерховатым. Чистые металлы и однородные твердые растворы ведут себя при проявлении структуры аналогичным образом. Это основано на том, что все чистые металлы и твердые растворы состоят из кристаллов, которые образуют конгломерат неправильно ограниченных зерен, что схематически представлено на фиг. 218. Каждое такое зерно состоит из маленьких кристалликов, которые одинаково ориентированы в одном и том же зерне, а в разных зернах, наоборот, различно. Это отличие в ориентировке кристаллов отмечено неодинаковым направлением штриховки. Известно, что свойства кристаллов различны по разным направлениям. Скорость, с которой кислота растворяет металл, также

меняется в зависимости от кристаллографической ориентировки отшлифованной поверхности. Проведя плоский разрез *AB* через конгломерат, как показано на фиг. 218, разрежем зерна кристаллов 1, 2, 3, 4, 5. Действуя кислотой на полученную гладкую плоскость разреза (шлифа), увидим, что скорость, с которой травится металл, различна у разных зерен, так что по истечении определенного времени образуется отчетливый рельеф (средняя часть фиг. 218). Зерно 2, например, вдавлено по отношению к соседним зернам 1 и 3. Следовательно, если луч света упадет по направлению *ab*, то левый край зерна



Фиг. 218. Схематическое изображение конгломерата кристаллов.



Пикриновая кислота × 50
Фиг. 219. Травящее действие пикриновой кислоты. Материал состоит только из одной структурной составляющей — феррита — в форме неправильных многоугольников. Освещенные и затененные края указывают на то, что отдельные кристаллические зерна протравились скорее остальных.

3 отбросит тень на зерно 2, и здесь будет виден резкий темный штрих. Если смотреть вертикально сверху на освещенную таким образом поверхность, то можно видеть изображение, данное в нижней части фиг. 218. В металле, протравленном подобным способом, чередуются освещенные и затененные края — в зависимости от освещения. На фиг. 219 представлена для примера структура бедного углеродом железа. Отчетливо видно, как отделяются друг от друга светлыми и темными линиями отдельные рядом лежащие зерна. Эти светлые и темные линии представляют собой ничто иное, как вышеупомянутые освещенные и затененные края зерен.

Другое действие протравы состоит в том, что различные элементы структуры окрашиваются неодинаково. Окраска может быть вызвана теми или иными реакциями. При взаимодействии протравы и металла

часто получают нерастворимые осадки, которые осаждаются на металле. Так, например, в углеродистых сплавах образуется углерод или богатые углеродом соединения, окрашенные в темный цвет. Однако последние, большей частью, не очень прочны и легко стираются. В некоторых случаях образуются прочные слои окиси, окраска которых различна в зависимости от продолжительности действия протравы. Примеры образования темных осадков представлены на фиг. 220 и 221.



Азотная кислота $\times 5$

Фиг. 220. Железо, которому сообщена крупнозернистость по методу Чэппеля. Вследствие окисляющего действия азотной кислоты отдельные зерна покрылись слоем окиси различной толщины.



Азотная кислота $\times 500$

Фиг. 221. Закаленный железо-углеродистый сплав. Вследствие окисляющего действия травителя на одной из составляющей — троостите (темный) — образовался темнокоричневый содержащий углерод слой.

Теперь укажем отдельные протравы для исследования различных сплавов и разберем каждую из них.

1. Травление для микроскопического исследования

1. Азотная кислота

а) Концентрированная азотная кислота

Эта протрава употребляется для таких материалов, которые под действием азотной кислоты становятся пассивными, следовательно, главным образом, для железа и его сплавов. Как показал Матвеев (1), этот метод особенно ценен в тех случаях, когда нужно обнаружить присутствие некоторых шлаковых включений, разъедаемых концентрированной азотной кислотой, в то время как окружающая их масса железа пассивна к ней. Травление производят, погружая шлиф в азотную кислоту с удельным весом 1,4 и тотчас же промывают сильной струей воды. Если одно погружение явится недостаточным, нужно его повторять до тех пор, пока это окажется необходимым.

Концентрированная азотная кислота с успехом применяется также для протравки мягких металлов, например, литого олова и цинка, поверхность которых претерпела во время полировки холодную деформацию (наклеп) и должна быть «прожжена» кислотой, прежде чем можно будет обнаружить структуру, соответствующую истинному состоянию металла.

b) Разведенная азотная кислота

Так как в разведенной азотной кислоте растворяется большая часть металлов, ее можно применять для многих целей. Действие азотной кислоты на железо, по Осмонду (2), состоит в том, что на поверхности металла образуется слой окиси, который растворим в кислоте. Если растворение этого слоя происходит быстрее, чем его образование, то железо остается бесцветным и просто вытравливается. Но если окисление происходит быстрее, чем растворение окисленной пленки, то на различных зернах образуются с разной скоростью слои, которые при продолжительном действии кислот все более и более утолщаются и проходят все оттенки от светложелтого до темнокоричневого. Этим способом получают, в особенности для железа, очень хорошие препараты, употребляя следующий раствор:

азотная кислота, удельный вес 1,4	1 — 3 см ³
этиловый спирт	99 — 97 см ³

Исследованиями Курбатова доказано, что у растворов азотной кислоты определенной концентрации скорость разъедания (растворения) зависит от природы растворителя и что она растет с электропроводностью раствора. Располагая наиболее важные растворители для азотной кислоты по понижающейся электропроводности, получим следующий ряд:

вода,	пропиловый спирт,
метиловый спирт,	изоамиловый спирт,
этиловый спирт,	ангидрид уксусной кислоты
глицерин,	

Если разъедание должно происходить медленнее, чем при вышеописанном растворе, то выбирают следующий раствор:

азотная кислота, удельный вес 1,4	4 см ³
изоамиловый спирт	100 см ³

2. Соляная кислота

Так как крепкие растворы соляной кислоты легко образуют недопустимо глубокие фигуры травления, то чаще всего употребляют однопроцентный спиртовой раствор. Тогда разъедание протравой идет очень медленно, продолжительность травления доходит до одного часа, но структура выступает весьма ясно и чисто. При травлении необходимо всегда перемешивать травящую жидкость, чего легко достигнуть,

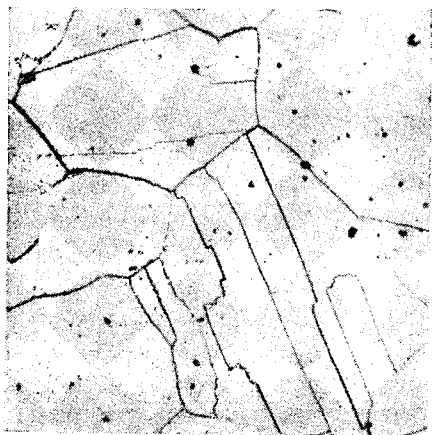
принимая во внимание продолжительность травления, вдуванием сжатого воздуха¹.

При травлении высоко легированных аустенитных никелевых сталей этот разведенный раствор дает хорошие результаты (фиг. 222).

3. Соляная кислота — азотная кислота («протрава V2A»)

Трудно разъедаемые высоко-хромистые стали и в особенности аустенитовые хромоникелевые стали хорошо травятся следующим раствором:

соляная кислота, удельный вес 1,19	50 см ³
азотная кислота, » » 1,4	5 см ³
«Шпарбайце» ²	0,15 см ³
вода	50 см ³



Соляная кислота × 150
Фиг. 222. 25-процентная никелевая сталь (аустенит).



Пикриновая кислота × 500
Фиг. 223. Медленно охлажденная сталь с 0,7% углерода. Феррит — светлый. Перлит — тонкая смесь пластинок феррита и цементита. Последние противостоят действию пикриновой кислоты и остаются в рельефе.

Температура травителя должна быть, приблизительно, 50—60°. Травление протекает быстро без образования углублений. Раствор, состоящий из 50 частей царской водки и 50 частей глицерина (травление по Вилелла (Vilella), дает также хорошие результаты, но требует более продолжительного времени.

4. Пикриновая кислота

Введенная Ижевским пикриновая кислота употребляется обычно в виде насыщенных растворов этилового спирта. Более медленное травление получают при пользовании в качестве растворителя изо-

¹ При травлении наливаем травителя на поверхность шлифа необходимо для перемешивания покачивать образец, что рекомендуется при пользовании любым травителем. — *Ред.*

² Патентованный препарат.

амиловым спиртом. Изменение активности пикриновой кислоты в амиловом спирте аналогично изменению активности азотной кислоты, только скорость травления еще более замедляется. Насыщенные растворы соответствуют приблизительно следующим концентрациям:

пикриновая кислота, кристаллическая	4 кг	} реактив Ижевского
этиловый или изоамиловый спирт	100 см ³	

На фиг. 219 и 223 представлены примеры травления пикриновой кислотой.

(Пикриновая кислота является одним из самых распространенных травителей для сплавов Fe-C. — *Ред.*).

Добавление около 10 капель азотной кислоты к 20 см³ спиртового раствора пикриновой кислоты делает этот травитель пригодным для вытравки границ зерен.

5. Персульфат аммония

Десятипроцентный раствор персульфата аммония, предложенный Чохральским (Czochralski) (1), применяется, главным образом, для окраски зерен и весьма пригоден для высококремнистых материалов (трансформаторная и динамо-жесть). Этот раствор пригоден также для некоторых специальных сталей и латуни.

6. Пикрат натрия

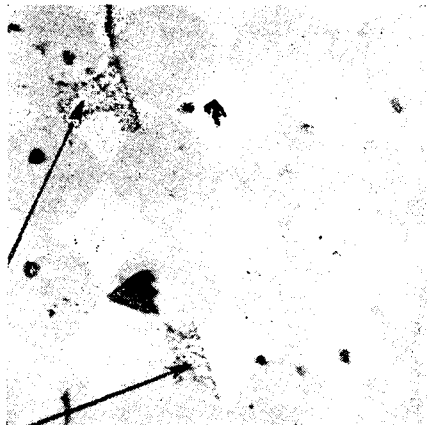
Для обнаружения карбида и фосфида железа применяют, по Матвееву (1), щелочной или нейтральный раствор пикрата натрия. Нейтральный раствор готовят следующим образом: из холодного концентрированного раствора пикриновой кислоты осаждают холодным концентрированным раствором соды нейтральный пикрат, хорошо промывают водой и очищают тройной перекристаллизацией. Полученная таким образом соль абсолютно нейтральна¹. Для получения щелочного раствора добавляют немного едкого натра. Для травления применяют кипящий раствор. Нейтральный горячий раствор окрашивает фосфид через 1—1½ часа, оставляя другие составные части светлыми. Щелочный раствор окрашивает в темный цвет, кроме фосфида, также и цементит, но только, если его поверхность превосходит некоторую определенную величину. Если пластинки очень тонки, как это бывает, например, в перлите, то пикрат слабо действует на отдельные пластинки. Все же и в этом случае общее потемнение перлита имеет место, — в противоположность другим структурным составляющим, например, ферриту.

На фиг. 224, 225 и 226 представлены примеры различных протравок. [Пикрат натрия признан классическим травителем для отличия цементита от феррита (оба белые при обычном травлении). — *Ред.*].

¹ При употреблении помнить, что эта соль взрывчата.



Щелочн. раствор пикрата натрия $\times 500$
 Фиг. 224. Довзвектический белый
 чугун. Цементит — темный.



Нейтральн. раствор пикрата натрия $\times 200$
 Фиг. 225. Материал фиг. 224. Стрел-
 ками показаны окрашенные островки
 фосфида. Цементит остался нетро-
 нутым.



Щелочн. раствор пикрата натрия $\times 75$
 Фиг. 226. Чугун с 3,6% углерода.
 Цементит (Fe_3C) окрасился в темный
 цвет под действием пикрата натрия.



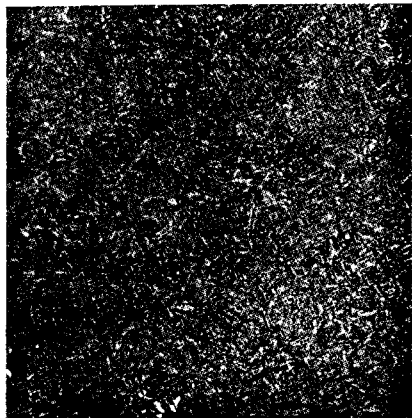
$\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ $\times 300$
 Фиг. 227. Отожженная латунь с 20%
 Зп. α -полиэдрры.

7. Хлорное железо

Для меди и технически важных сплавов меди пригоден следующий раствор:

хлорное железо (FeCl_3)	5 г
соляная кислота, удельный вес 1,19	30 г
вода	100 см ³

Травящее действие этого раствора можно видеть на фиг. 228.



Пикриновая кислота

× 200

Фиг. 228. Мартенсит.



Хлорное железо

× 300

Фиг. 229. Образец фиг. 228 с вытравленными границами зерен.

Хлорное железо удачно применяется для проявления границ зерен как в закаленном и улучшенном металле, так и для чисто перлитовой структуры, которая часто при других травителях не проявляется. Для этой цели употребляется следующий состав:

хлорное железо	20 г
вода	40 см ³ ,
этиловый спирт	60 см ³ .

Продолжительность травления равна нескольким секундам. Пример такого травления для сравнения с действием пикриновой кислоты представлен на фиг. 228 и 229.

8. Аммиак

Этот травитель также пригоден для меди, бронз и т. д. Лучше всего применять его, пропитывая кусок ваты концентрированным раствором аммиака и обрабатывая им полированный шлиф до тех пор, пока структура не делается ясно различимой. Добавка нескольких капель перекиси водорода значительно помогает действию травителя (фиг. 230).

9. Едкий калий

Травление насыщенным на холоду, горячим раствором едкого калия в особенности пригодно для сплавов цинк-медь с большим чем 70% содержанием цинка, и дает для этих сплавов очень хорошие результаты.



Аммиак с перекисью водорода
Фиг. 230. Медь.

× 200 J 8

Травление железосинеродистым калием служит для проявления карбидов и вольфрамовидов в структуре хромистых, вольфрамовидных и быстрорежущих сталей. Раствор состоит из:

железосинеродистый калий	10 г,
едкий калий	10 г,
вода	100 см ³ .

Для доказательства присутствия свободных нитридов служит следующий раствор:

железосинеродистый калий	3 г,
едкий калий	10 г,
вода	100 см ³ .

Применяется в горячем состоянии. Цементит окрашивается в черный цвет, перлит — в коричневый, свободный нитрид не изменяется.

II. Травление при макроскопических исследованиях

Протравы, о которых речь будет ниже, в первую очередь, употребляются для исследования железа и его сплавов. Однако, некоторые из них можно с успехом применять и для других металлов.

Самой важной частью этих реактивов являются медные соли. Если они употребляются без добавления кислоты (реактив Гейна), то их действие состоит в том, что участки металла, содержащие фосфор, т. е. места загрязнений, в большей степени вытесняют медь из

¹ Ср. Фри (Fry): «О действии протравы Обергоффера», Werkstoffausschuss, Bericht № 6.

соли, чем места без фосфора, т. е. более чистые. Места, богатые ликватами, таким образом, кажутся более темными по сравнению с участками, их не содержащими. Если же, к соответствующему реактиву добавлена кислота (реактивы Обергоффера и Лешателье), то эта добавка рассчитана большей частью таким образом, что в местах загрязнений образуется тонкая, прочная пленка меди, которая оказывает препятствие разъедающему действию кислоты, тогда как на более чистых местах осадка меди не образуется, и поэтому здесь имеет место сильное разъедание кислотой. Поэтому для данного ряда протрав места, богатые ликватами, кажутся светлыми, гладкими, а несодержащие ликватов — темными, шерховатыми.

1. Двухлористая аммонийномедная соль (Реактив Гейна)

Водный раствор этой соли, введенной Гейном (2), применяется, главным образом, при макроскопическом исследовании сплавов железа. При травлении железо переходит в раствор, в особенности в местах, богатых фосфором, а содержащие углерод остатки остаются на месте. Железо, переходящее в раствор, осаждает соответствующее количество меди в виде порошка, который необходимо удалить (стереть) для того, чтобы обнаружить структуру, вытравленную двухлористой аммонийномедной солью. На некоторых сортах железа осадок меди держится так прочно, что его нельзя удалить простым стиранием. В этом случае медь можно удалить погружением в разведенный раствор цианистого калия. Преимущество данного метода состоит в том, что он не требует приготовления полированной поверхности, предварительная обработка тонкой наждачной бумагой является вполне достаточной. Таким образом этот метод дает возможность отличать в сплавах железа места, богатые фосфором, от мест, богатых углеродом. Если в каком-либо месте сплава железа имеется повышенное содержание фосфора, то реактивом Гейна соответствующие места окрашиваются в коричневый цвет, тогда как места, богатые углеродом, кажутся чисто серыми или черными. Для исследования сплавов железа применяют двухлористую аммонийномедную соль в нейтральном водном растворе следующего состава:

двухлористая аммонийномедная соль кристаллическая	9 г,
дистиллированная вода	100 см ³ .

У слабо загрязненных металлов с крупными зернами эту протраву с успехом можно применять для определения строения зерна.

При исследовании меди и ее сплавов можно также с успехом применять двухлористую аммонийномедную соль, но здесь рекомендуется проводить травление в аммиачном растворе. Берут тот же раствор, что был указан выше для железа, и прибавляют аммиак до растворения выпавшего сначала осадка медной соли. Реактив представляет собой темноголубую, прозрачную жидкость.

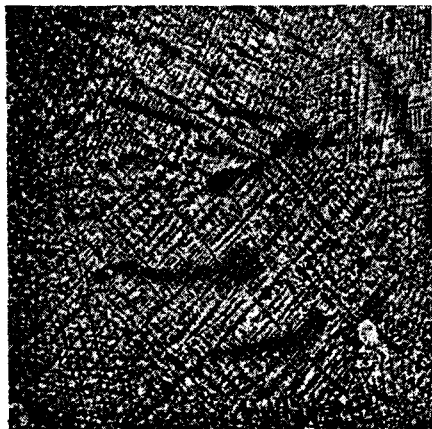
Примеры действия нейтральной двухлористой аммонийномедной соли приведены ниже в разделе «Ликвация».

2. Реактив Обергоффера

Измененный Обергоффером (б) реактив Розенгайна имеет следующий состав:

дистиллированная вода	500 см ³ ,
этиловый спирт	500 см ³ ,
хлористое олово	0,5 г,
двухлористая медь (хлорная)	1,0 г,
хлорное железо	30,0 г,
соляная кислота концентрированная	50 см ³ .

Для его применения необходима полированная поверхность, причем подробности явления ликвации выявляются яснее, чем реактивом Гейна. На фиг. 231 можно видеть действие этой протравы.



×5

Фиг. 231. Действие реактива Обергоффера на хромоникелевую сталь. Дендритная структура.

3. Реактив Лешателье

Наилучший состав по Лешателье, — нижеследующий:

вода	10 см ³ ,
соляная кислота	1,5—2,5 см ³ ,
хлорная медь	1 г,
этиловый спирт	100 см ³ ,
пикриновая кислота	0,5 г.

Для составления этой протравы рекомендуется приготовить два раствора с 1 и 3 см³ соляной кислоты и соответствующим смешиванием обоих растворов найти подходящую концентрацию кислоты для данного объекта.

Для фотографирования шлифов Лешателье рекомендует следующую дополнительную обработку. Протравленный шлиф опускают в десятипроцентный раствор соды и через раствор пропускают в течение нескольких секунд ток в 0,1 ампера на квадратный сантиметр поверхности шлифа, причем шлиф служит анодом. Этим достигают лучшего контраста, так как медь в результате такой обработки окисляется и кажется густочерной в местах более плотных ее отложений.

4. Соляная кислота

Если большие поверхности, которые могут быть отшлифованы только грубо, подвергаются травлению, то соляная кислота (удельный вес 1,19), смешанная с равным количеством воды, дает хорошие результаты. Места, богатые ликватами, сильнее подвергаются действию соляной кислоты, детали, однако, выступают не так четко, как при действии реактива Гейна. Температура травления должна быть равна

50—80°. Травитель применяется с успехом для выявления трещин и пористых мест.

[Большим распространением пользуются также следующие макротравители:

а) Медные

Реактив Лешателье-Лемуана следующего состава:

метиловый спирт	100 см ³ ,
вода	18 см ³ ,
концентрированная соляная кислота	2 см ³ ,
хлорная медь кристаллическая	1 г,
хлористый магний	4 г.

б) Немедные

Реактив Данкастера — подогретый до 60° двадцатипроцентный раствор серной кислоты (глубокое травление). Дает очень выразительную, но несколько грубую картину распределения зон ликвации и дендритного строения.

Пятнадцатипроцентный водный раствор персульфата аммония.—
Ред.].

III. Специальные методы выявления структуры

Кроме приведенных здесь групп травителей, для специальных целей существует еще ряд других.

1. Способ травления по Фри

Этот метод травления дает возможность определить в мягкой литой стали (обычных методов производства)¹, действие напряжений на холоду (наклепа). При этом получают отчетливо распознаваемые макроскопически «фигуры действия сил», а также видимые под микроскопом нарушения структуры. Появление фигур действия сил основано на изменении потенциала растворения тех участков, предел текучести которых в некоторых местах был перейден. Другими причинами их появления считают выделение азота или иных элементов. Этот способ травления требует предварительного получасового отпуска образца при 200—300°. Только после этого готовят шлиф к травлению — напильником, шлифовкой и полировкой.

Для микротравления готовят следующий раствор:

вода	30 см ³ ,
соляная кислота концентрированная	40 см ³ ,
этиловый спирт	25 см ³ ,
хлорная медь, кристаллическая	5 г.

Отполированный образец травят обычным способом в продолжение нескольких секунд и промывают чистым спиртом.

¹ Сравн. стр. 369.

Для макротравления целесообразно употреблять тонко отшлифованные образцы. Травят следующим раствором:

вода	100 см ³ ,
соляная кислота	120 см ³ ,
хлорная медь, кристаллическая	90 г.

Во время травления на поверхности шлифа растирают порошок хлорной меди при помощи тряпочки, смоченной протравой (пользуясь резиновой перчаткой). После окончания травления шлиф промывают концентрированной соляной кислотой. Травление нормально заканчивается в 2—20 минут. Для контроля рекомендуется применять глубокое травление в продолжение 15—20 часов. Особенно важное значение этого травителя для промышленности основывается на свойстве его при определенных условиях отличать стали, способные и неспособные к механическому старению (ср. стр. 369).

Примеры травления по Фри представлены на фигурах 412—415.

2. Травление при одновременном применении электрического тока

По Лешателье, образец металла соединяют с положительным полюсом гальванической батареи (причем его можно, например, придерживать пинцетом, соединенным проволокой с положительным полюсом батареи). В качестве отрицательного полюса применяют кусок свинцовой жести. И металл, и свинцовую жечь погружают в десятипроцентный раствор хлористого аммония или сернокислого аммония и пропускают ток в 0,001—0,01 ампера на квадратный сантиметр. Достаточно нескольких минут, чтобы выявить структуру. Этот метод находит себе применение для медленно травящихся сплавов.

3. Отпуск (невысокий нагрев)

Эффект, аналогичный описанному выше действию азотной кислоты, т.е. образование тонкой пленки окиси, но с более яркими красочными явлениями, можно получить методом отпуска. Если нагревать некоторые металлы на воздухе, то на их поверхности образуется окисленный слой, толщина которого увеличивается с температурой и продолжительностью нагревания. Соответственно изменениям, которые испытывает толщина этого слоя, меняется также его окраска, на чем основан, как известно, практический метод приближенного определения температуры отпуска стали. Как показали Стэд (Stead) (1) и Вюст (Wüst) (2), этот метод дает возможность отличить фосфид железа от карбида железа, так как карбид железа при отпуске окрашивается в яркочерный цвет, а фосфид железа — в светложелтый. Так как выявление составных частей структуры посредством отпуска основано, в общем, на различии цветов, полезно в данном случае прибегать к помощи цветной фотографии, так как обычными фотоснимками, даже при применении ортохроматических пластинок, только в виде редкого исключения удастся правильно передать различные окраски. Отпуск производится таким образом, что обрабатываемый

образец кладут на железную или медную пластинку и нагревают ее на слабом огне горелки Бунзена. При этом наблюдают поверхность в отраженном свете и охлаждают образец ртутью, как только поверхность покажет требуемую разность окраски. Необходимо избегать прикосновения ртути к исследуемой поверхности.

Очень полезно слегка протравить образец до отпуска, так как в этом случае можно получить более резкое отграничение структурных элементов.

4. Выявление структуры при высоких температурах

Чистые металлы обладают свойством изменять при продолжительном нагревании величину зерна, многие сплавы претерпевают превращения, некоторые химические соединения (например, карбид железа) разлагаются при продолжительном нагревании до определенной температуры. Для изучения механизма этих явлений выработаны методы, которые позволяют определять структуру, существующую при высоких температурах. Один из старейших способов, предложенный Санитером (Saniter), заключается в том, что отполированный образец погружают в расплавленный хлористый кальций. Затем образец нагревается до соответствующей температуры и его структура проявляется благодаря действию хлористого кальция, а возможно также и благодаря действию кислорода, всегда растворенного в соли. Данный метод не всегда дает благоприятные результаты, — он применим только в редких случаях.

В этом отношении более универсальный метод выработан Обергоффером. Он состоит в том, что исследуемый образец доводится в безвоздушном пространстве до соответствующей температуры и затем обрабатывается газообразным травителем (например, соляной кислотой).

Когда действие травителя закончено, его откачивают и образец охлаждают в безвоздушном пространстве. Для опыта требуется довольно сложная аппаратура.

При изучении железо-углеродистых сплавов Байков и Варк (Wark) (2) получили также благоприятные результаты, нагревая отполированный образец в струе азота с последующим травлением газообразной соляной кислотой.

Структуру аустенита можно хорошо видеть уже после продолжительного нагревания отполированного образца в струе азота при 1300° с последующим охлаждением в азоте же.

Этот вид наблюдения структуры существенно отличается в одном отношении, как это указал Ганеман (5), от обычных. В то время, как обычно исследованию подвергается поверхность разреза, произведенного через всю массу структурных составляющих, при вышеуказанных способах травления исследуют заново образованную поверхность. Обусловленные этим изменения структуры должны быть приняты во внимание, особенно в случае слоистого строения кристаллов.

5. Отпечаток по Бауману (Baumann)

Отпечаток по Бауману служит для обнаружения сульфидов и фосфидов и для определения их расположения. Методика получения отпечатка следующая: бромосеребряную бумагу пропитывают приблизительно пятипроцентной серной кислотой, покрывают ею поверхность шлифа и оставляют на 1-2 минуты. Бумага затем фиксируется и промывается в течение часа. При соприкосновении (взаимодействии) серной кислоты с сульфидами образца получается сероводород, который реагирует с бромистым серебром бумаги, образуя сульфид серебра, окрашивающий бумагу в черный цвет. Но так как фосфористый водород, выделяющийся под действием серной кислоты из фосфидов, действует на бумагу подобным же образом, то количество серы кажется большим, чем оно есть в действительности.

с) Наблюдение структуры

1. Макроскопическое исследование

При макроскопических исследованиях в качестве травителя применяют разведенные кислоты, иод или, как описано в главе «b», раздел II, для сплавов железа, — чаще всего двуххлористую аммонийномедную соль (реактив Гейна).

Для лучших результатов травления необходимо, чтобы поверхность исследуемого образца была чиста и обезжирена. Проще всего это достигается применением свежего листа наждачной бумаги для последних операций шлифовки, после чего образец сразу переносится в травящую жидкость. Метод химической очистки с применением едкого калия, спирта и эфира является более сложным и дорогим.

Уже при непродолжительном пребывании на воздухе поверхность протравленного шлифа изменяется, образуя зоны различных окрасок. Субъективному наблюдению это особенно не мешает, но фотографическая съемка очень затрудняется. По этой причине Фремон (Frémont) рекомендует применение съемки под водой.

При пользовании двуххлористой аммонийномедной солью применять этот способ не обязательно в том случае, если съемка производится тотчас же по окончании травления.

1. Объективы

Если при съемке требуется уменьшить объект или увеличить его не более чем в пять раз, то можно с успехом применять обыкновенные фотографические объективы. Анастигмат с ирисовой диафрагмой или аналогичное этому устройство вполне пригодно в таких случаях (фокусное расстояние 100—180 мм).

Если же необходимы большие увеличения, то употребляют объективы с меньшим фокусным расстоянием, которые имеются в продаже под разными названиями (микропланары¹, микросуммары² и т. п.).

¹ C. Zeiss, Optische Werkstätte, Jena (Цейсе, Йена).

² Leitz. Optische Werke, Wetzlar (Лейтц, Ветцлар).

2. Увеличения

Обозначения на фиг. 232:

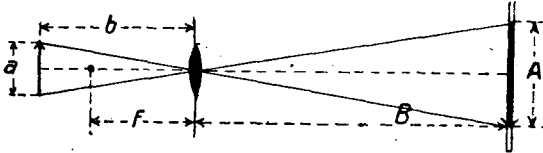
a — величина объекта,

f — фокусное расстояние объектива;

b — расстояние от объекта до объектива;

A — величина изображения на матовом стекле аппарата;

B — расстояние от матового стекла до объектива (раздвижение меха камеры — установка камеры).



Фиг. 232. Ход лучей в обычном фотографическом объективе — микропланаре, микросуммаре и т. п.

Линейное увеличение n определяется отношением $\frac{A}{a}$. Это отношение связано с фокусным расстоянием f объектива и расстоянием от объекта до объектива b следующим уравнением:

$$n = \frac{f}{b-f}. \quad (1)$$

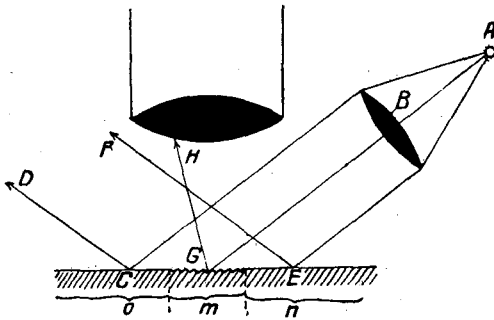
В табл. 12 приведены соответствующие значения расстояния b и установка камеры B для различных объективов и увеличений.

Таблица 12.

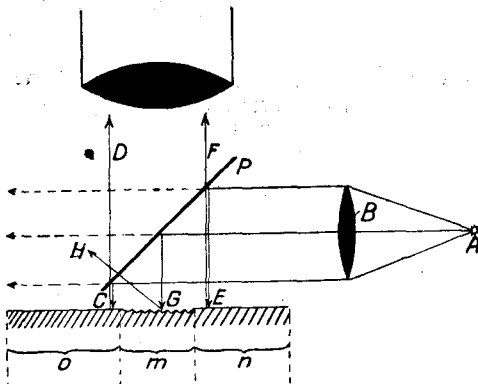
Увеличения различных объективов для макросъемки

Фокусное расстояние f	Расстояние b от объекта до объектива мм	Расстояние B от матового стекла до объектива мм	Линейное увеличение n
180	540	270	0,5
	360	360	1
	270	540	2
	240	720	3
	225	900	4
	216	1080	5
	210	1260	6
75	87,5	525	6
	84,4	675	8
	82,4	825	10
	81,3	977	12
	80,0	1200	15

Фокусное расстояние f	Расстояние b от объекта до объектива мм	Расстояние B от матового стекла до объектива мм	Линейное увеличение n
50	55.0	550	10
	54.2	650	12
	53.2	800	15
	52.5	1050	20
	52.0	1300	25
35	36.4	910	25
	36.2	1086	30
	36.0	1255	35
	35.9	1436	40



Фиг. 233. Косое освещение.



Фиг. 234. Прямое (перпендикулярное) освещение.

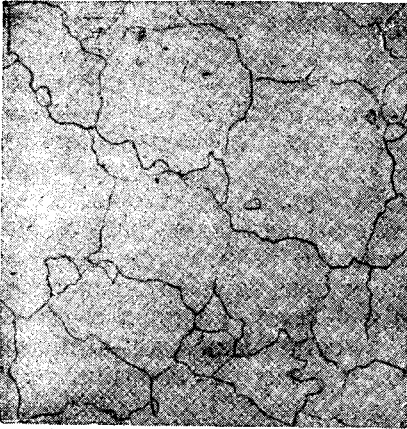
3. Осветительная аппаратура

При пользовании объективами с большим фокусным расстоянием (например, f — около 120—180 мм) вполне достаточным является освещение рассеянным дневным светом (поблизости от окна) без вспомогательных устройств. При малых фокусных расстояниях рекомендуется применять искусственное освещение. Его действие различно в зависимости от того, падают ли лучи света прямо или косо на объект.

На фиг. 233 представлен ход лучей косого освещения. Лучи, идущие от источника света A , соединяются собирающей линзой B в пучек параллельных лучей, которые падают на освещаемую поверхность объекта. Такие лучи, как, например, C и E , которые падают на полированную зеркальную часть шлифа, отражаются по направлению

CD или EF , а потому не попадают в объектив. Соответствующие части объектива (o и n) поэтому кажутся наблюдателю темными. Те

же лучи, которые попадают на шерховатую незеркальную часть шлифа, рассеиваются и часть их, например, луч GH , проходит в объектив.



Азотная кислота $\times 20$
Фиг. 235. Мягкое железо, слабо протравленное, прямое (перпендикулярное) освещение.



Как фиг. 235. $\times 20$
Фиг. 236. То же место, что на фиг. 235, но сильно протравленное, прямое (перпендикулярное) освещение.

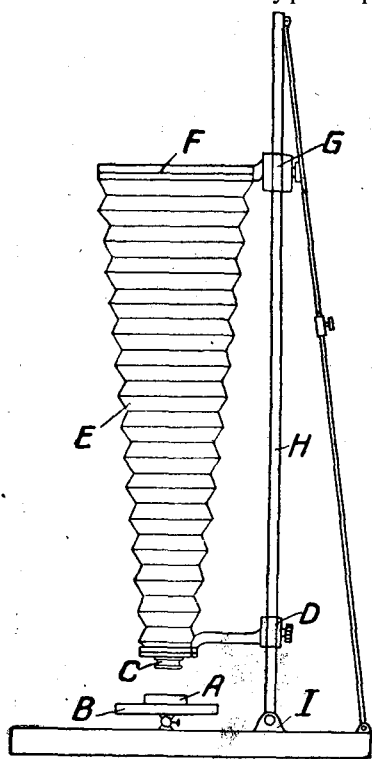
Шерховатая часть объектива m кажется поэтому светлее окружающей ее плоскости.

На фиг. 234 представлено действие прямого или перпендикулярного освещения. Чтобы получить такое освещение, необходимо установить между объектом и объективом, под углом в 45° , тонкую стеклянную пластинку P , так называемое плоскопараллельное стекло. Лучи, идущие от источника света A и направляемые параллельно собирающей линзой B , частью отражаются от плоскопараллельного стекла P перпендикулярно к объекту, частью проходят через это плоскопараллельное стекло (пунктир) и, таким образом, для освещения теряются. Те лучи, которые попадают на полированную часть o и n объекта, например, C и E , отражаются в плоскости падения и проходят через плоскопараллельное стекло, по D и F в объектив. Наблюдателю эта часть кажется светлой. Лучи, которые упали на шерховатую поверхность объекта, m отражаются по всем направлениям,



Как фиг. 235. $\times 20$
Фиг. 237. То же место, что на фиг. 235, косое освещение.

например GH , так что в объектив попадает только часть лучей. В этом случае изображение имеет вид, противоположный виду при косом освещении, причем часть m кажется темной на светлом фоне. На фиг. 235—237 можно видеть это на примере шлифа чистого железа. На фиг. 235 представлен результат очень слабого травления, когда различимы только контуры зерен. После сильного травления и при перпендикулярном освещении это же самое место имеет вид, представленный на фиг. 236. Действие косого освещения показано на фиг. 237, которая может служить как бы негативом фиг. 236. При косом освещении рельеф отдельных зерен виден лучше, причем края зерен, обращенные к свету, кажутся светлыми полосами, а противоположные — отбрасывают тень и кажутся темными.



Фиг. 238. Схема вертикального аппарата Цейсса. Установка для рассеянного дневного света.

4. Фотоустановки (штативы)

Для малых увеличений ($f=180$) можно применять любую фотографическую камеру при условии, что она имеет достаточно длинный растяжной мех (ср. табл. 12, колонка значений B). Ее часто устанавливают таким образом, что ось камеры расположена вертикально, а фотографируемая поверхность — горизонтальна. Однако, более удобны аппараты с горизонтальной камерой.

*Вертикальная камера Цейсса*¹ (фиг. 238). В представленной установке предполагается, что освещение дает рассеянный дневной свет. Объект A помещен на столике B , который устанавливается с помощью шарового шарнира. Объектив C ввинчивается в нижнюю стенку камеры. Установка расстояния объектива от объекта производится с помощью винтовой клеммы D . E — камера, F — матовое стекло или кассета, расстояние которых от объектива устанавливается второй винтовой клеммой G . Аппарат поддерживается стойкой H . Эта стойка может вращаться вокруг оси I , так что камеру можно установить и в наклонном положении.

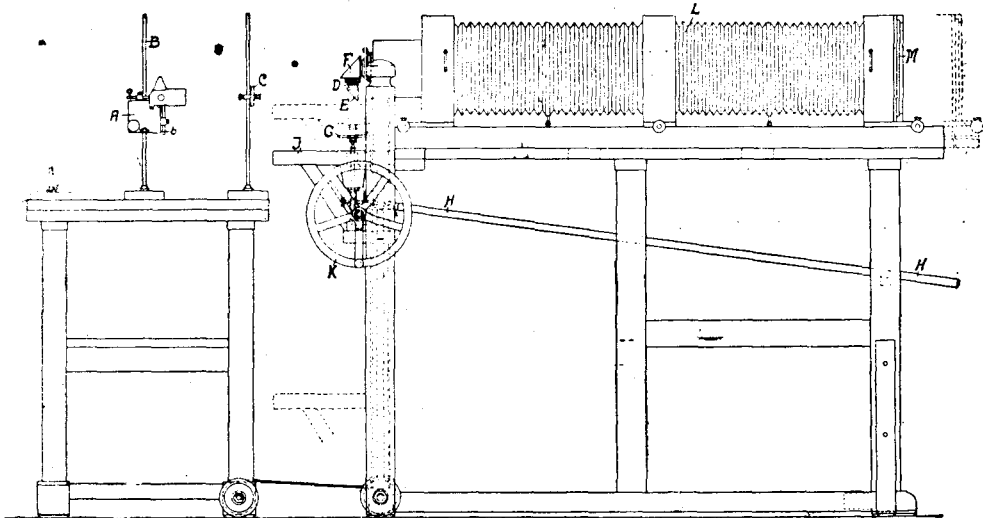
*Большие макроскопические установки Дюжардена*² и *Лейтца*³. На фиг. 239 аппарат представлен в таком положении, в каком он применяется в большинстве случаев, при работе с перпендикулярным

¹ Цейсе, Иена.

² Дюжарден, Дюссельдорф (P. F. Dujardin & Co., Düsseldorf).

³ Лейтц (Ветцлар).

(прямым) освещением. Главные части следующие: осветительное устройство, объектив, столик для объекта и камера.

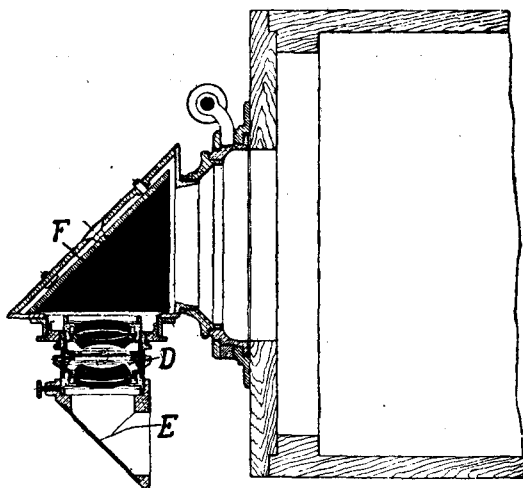


Фиг. 239. Аппарат Дюжардена для макроскопической фотографии. Установка для перпендикулярного освещения.

Источником света целесообразнее всего применять дуговую лампу *A*, углы которой *a* и *b* расположены перпендикулярно друг к другу и взаимное положение которых регулируется автоматически. Лампа передвигается на подставке *B* и может быть установлена на разной высоте и под разным наклоном. На некотором расстоянии от дуговой лампы находится линза *C*, назначение которой собирать свет, идущий от дуговой лампы, в пучок параллельных лучей.

Объектив *D* имеет плоскопараллельное стекло *E* и призму *F* с полным внутренним отражением (см. фиг. 239). Плоскопараллельное стекло

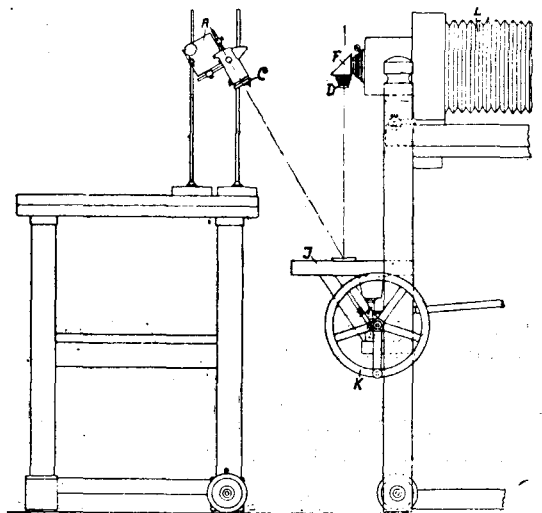
E служит для того, чтобы направлять лучи, идущие от собирающей линзы *C*, на объект, согласно схеме фиг. 234. Призма *F* отклоняет



Фиг. 240. Деталь фиг. 239.

до горизонтального направления лучи, отбрасываемые объектом, после прохождения их через объектив. Благодаря этому становится возможным производство фотографических камер с горизонтальной осью, конструкция которых при больших установках имеет преимущество устойчивости и легкого обслуживания.

Для укрепления объекта служит стол *J*. Так как расстояния между объектом и объективом колеблется в широких пределах (по данным табл. 12 — между 36 и 540 мм), стол может передвигаться в соответствующих пределах между массивными направляющими. На фиг. 239 пунктиром изображены крайние положения стола. Зубчатое



Фиг. 241. То же, что на фиг. 239; установка для рассеянного или косо падающего освещения.

колесо приводится в действие ручным маховиком *K*. Для того, чтобы при более сильных увеличениях (с применением микроплана) можно было для установки четкого изображения на матовом стекле сдвигать объект на незначительную величину, имеется специальный маленький стол для объекта *G*, который может быть приведен в движение червячным приводом, управляемым на расстоянии рукояткой *H*. Фотографическая камера *L* растягивается в широких пределах. Кассеты помещаются в *M*.

Если аппарат применяется при рассеянном или косо падающем свете, то плоскопараллельное стекло *E* отвинчивается и устанавливается осветительное устройство, согласно схемы, представленной на фиг. 241.

Если фон изображения должен быть темным, целесообразно класть объект на кусок черного бархата. Если же, наоборот, желателен светлый фон, то, по Фремонту, объект следует располагать на стеклянной пластинке, находящейся на некотором расстоянии от светлого фона, например, белой бумаги. Благодаря этому уничтожаются тени, которые получатся, если поместить объект непосредственно на светлой подкладке. Если опорная поверхность объекта неправильна, так что горизонтальная установка фотографируемой плоскости представляет затруднения, то шлиф вдавливают в пластилин.

Часто макроскопические установки соединены с микроустановками и тогда необходима только одна фотографическая установка. Описание подобных конструкций (Цейсе, Рейхерт) см. стр. 268 и 274.

II. Микроскопическое исследование

Объект для микроскопического исследования, большей частью, освещается падающим перпендикулярно (прямым) светом и либо наблюдается под микроскопом, либо изображение структуры фотографируется. Ниже будут описаны: осветительная аппаратура, объективы, окуляры и штативы.

1. Осветительная аппаратура

Для микроскопических работ нельзя применять рассеянный дневной свет. Если имеется в распоряжении электричество, то рекомендуется употребление электрических ламп (дуговых и накаливания), в противном случае прибегают к газовому или друммондову свету.

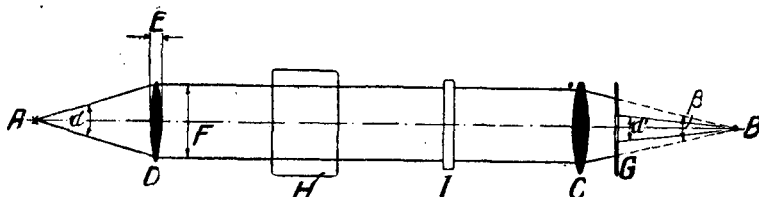
Электрические лампы. С помощью дуговых ламп можно достигнуть максимально интенсивного освещения. Это обстоятельство имеет значение, если необходимо производить фотографические съемки при сильном увеличении. Благодаря интенсивному освещению, экспозиция съемки понижается до нескольких секунд, что всегда является преимуществом. Недостаток дуговых ламп заключается в том, что они слишком ярки для субъективного наблюдения (и несколько неудобны в обращении). Однако, глаза можно защитить, установив на пути луча молочное стекло, которое удаляется во время съемки.

Электрические лампы накаливания имеют, по сравнению с дуговыми лампами, то преимущество, что они дают постоянный свет и требуют меньшего ухода. Однако, применение их для микрофотографических работ ограничено. Особенности конструкции осветительного прибора для микрофотографических аппаратов требуют, чтобы изображение источника света проектировалось вблизи объектива. Если источник света представляет собой не точку, а является обычной лампой с металлическими нитями, то возникают мешающие явления интерференции. Их можно, правда, устранить включением матового стекла, но этим сильно ослабляется сила света. Такие лампы поэтому применяются только в тех случаях, когда можно использовать рассеянный свет, т. е. при малом увеличении или при субъективном наблюдении. Лампы по типу прожекторных (с точечным осветителем) имеют большие преимущества, но экспозиция при фотографических съемках здесь во много раз больше, чем при дуговых лампах.

Лучи, идущие от источника света, должны пройти через ряд приборов и сконцентрироваться на объекте. Осветительная аппаратура должна быть так сконструирована, чтобы потеря света вследствие абсорбции была как можно меньше; кроме того она должна дать возможность исключить из света цвета, неудобные для съемки. Общее расположение приборов должно быть таково, чтобы обеспечить получение действительного изображения источника света вблизи объектива. Освещение объекта производится при помощи зеркал, призм или плоскопараллельных стекол. Приборы, служащие для собирания лучей, посылаемых источником света, могут передвигаться на соответ-

ствующих ползунах по так называемой оптической скамье¹. Под этим понимают массивную призматическую или цилиндрическую штангу с делениями.

Наиболее совершенное соединение лучей в параллельный пучок получают, устанавливая собирательную систему вблизи источника света на таком расстоянии, чтобы он находился в ее фокусе. На фиг. 242: *A* — источник света, помещенный в фокусе собирательной линзы *D*. Выходя из *D* расходящийся первоначально пучок лучей переходит



Фиг. 242. Схема расстановки частей микроскопа на станине.

в параллельный пучок. Если на его пути поместить вторую линзу *C*, то по выходе из нее лучи снова соединятся в ее фокусе *B* и дадут здесь действительное изображение источника света *A*. Яркость этого действительного изображения, однако, гораздо меньше яркости самого источника и эта разница тем больше, чем больше света было потеряно на пути *AB*. Поэтому выгодно сделать расстояние *DC*, по возможности, короче. Но для этого укорачивания существует определенный минимальный предел, так как точка *B*, как это следует из нижеизложенного, находится в непосредственной близости к объективу, а поэтому весьма неудобно иметь источник света чересчур близко к объективу, особенно если источником света является электрическая дуговая лампа. Угол β , под которым пересекаются в *B* крайние лучи, зависит от фокусного расстояния собирательной линзы *C*. Если *C* и *D* имеют равные фокусные расстояния, то $\alpha = \beta$. Для того, чтобы собрать максимум посылаемого из *A* света, на первый взгляд кажется наиболее выгодным выбрать угол α как можно большим. С одной стороны, при равном фокусном расстоянии воспринятое количество света увеличивается с диаметром *F* линзы *D*. Но, с другой стороны, такое увеличение оказывает вредное влияние, которое тем больше, чем значительнее увеличение диаметра. Это происходит, главным образом, потому, что простая, ограниченная сферической поверхностью линза может действительно сделать параллельными лучи, идущие от источника света, только при умеренной величине угла α . Благодаря этому, с одной стороны, освещение становится неравномерным, с другой же стороны, увеличивается потеря света вследствие отражения и усиленного поглощения света, причиной которого при сохранении фокус-

¹ «Оптическая скамья» есть точный перевод немецкого термина «optische Bank», несколько неуклюже звучащего по-русски и не употребляемого на практике. В дальнейшем мы будем пользоваться более компактным термином «станина». — *Ред.*

ного расстояния является неизбежный рост толщины E с увеличением диаметра. Таким образом, изменения в этой части имеют весьма узкие границы. Поэтому удовлетворяются или простыми линзами относительно малого диаметра (и соответственно более толстыми), дающими лучшие результаты, чем большие и зачастую удовлетворяющими при целесообразном расположении всем необходимым требованиям, или же прибегают к сложным оптическим средствам (системы из многих линз или поверхности, отличающиеся от шаровой), которые позволяют разрешать поставленные перед осветительными устройствами задачи.

Для достижения максимальной ясности изображения под микроскопом желательно сделать угол β переменным. Для этого включают на пути параллельного пучка света DC , или сходящегося CB , диафрагму. Наиболее удобной является так называемая ирисовая диафрагма. Она устроена таким образом, что движением рычажка отверстие можно изменять в широких пределах. Подобная диафрагма обозначена на фиг. 242 через G . Благодаря ей угол между крайними лучами сходящегося пучка света может уменьшаться от β до α' .

Кроме световых лучей, вблизи объектива концентрируются также и тепловые лучи. Чтобы воспрепятствовать вредному действию, вызываемому нагреванием, на пути лучей устанавливают абсорбционный сосуд, который задерживает значительную часть тепловых лучей. Простейшей формой такого абсорбционного сосуда является обозначенная на фиг. 242 через H водяная камера — сосуд с параллельными стеклянными стенками, наполненный водой. Все-таки водяная камера пропускает значительное количество тепловых лучей. Если, как это часто бывает в металлографической практике, нужно воспользоваться зеленоватым светом, то абсорбционную способность воды можно увеличить, насыщая ее хлористым железом. Одновременно жидкость слегка подкисляют. Во избежание окисления абсорбционный сосуд тщательно закрывают и раствор покрывают слоем парафинового масла.

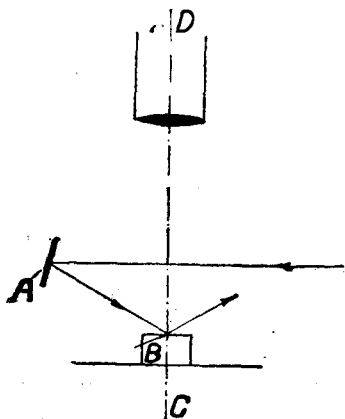
Как уже упоминалось выше, для многих работ весьма полезно изменять свет определенного цвета, так как тогда можно лучше разобраться в оттенках окраски, передаваемых пластинкой, чем при белом свете.

Для этой цели включают по пути лучей так называемые светофильтры, т. е. окрашенные стекла, которые имеются в продаже различных цветов. Для микрофотографии лучше всего подходит желто-зеленый фильтр. Если установка включает в себя ирисовую диафрагму, которая имеет для укрепления две пружины, то туда и вставляются эти окрашенные стеклянные фильтры. На фиг. 242 — представлен подобный фильтр I .

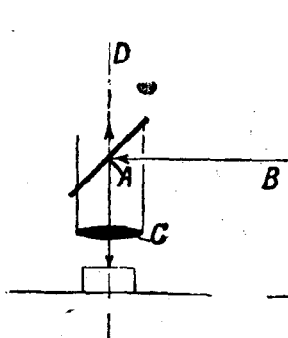
Способы освещения. Лучи, соединяющиеся вблизи фокуса линзы C (фиг. 242), должны быть направлены с помощью специальных приспособлений на объект. Как уже упоминалось при описании макроскопических исследований, в зависимости от направления, под которыми лучи падают на объект, различают перпендикулярное (прямое)

или косое освещение. Действие этих способов освещения было описано на стр. 248.

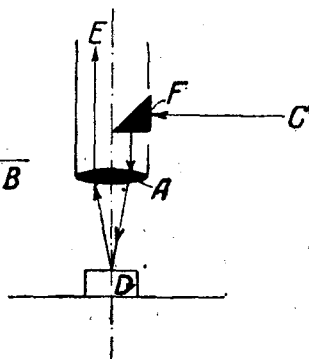
Косое освещение под большим углом падения применяется для микроскопических работ только в исключительных случаях. Оно достигается с помощью зеркала *A* (фиг. 243). Ход лучей указан стрелкой. Применение этого способа освещения в металлографии может представить известные преимущества в тех случаях, когда нужно передать фотографически сильно отражающие поверхности, без маскировки отраженным светом мелких деталей (например, нетравленный полированный шлиф с мелкими включениями). При этом основная



Фиг. 243. Косое освещение для микроскопического исследования.



Фиг. 244. Перпендикулярное освещение посредством плоскопараллельного стекла.



Фиг. 245. Перпендикулярное освещение посредством призмы с полным внутренним отражением.

масса металла кажется темной, тогда как рассеянно отражающие неметаллические включения — светлыми (ср. со схемой фиг. 233.— *Ред.*). Вместо зеркала можно применять конденсатор с темным полем¹. Некоторые заслуживающие внимания примеры приводятся у Портвен и Гартнера (*Portevin и Gartner*), а также Робина (2).

Метод перпендикулярного освещения, представленный на фиг. 234, применим для микроскопических работ лишь тогда, когда расстояние между объективом и объектом достаточно велико для того, чтобы обеспечить возможность промежуточного включения плоскопараллельного стекла. Как только фокусное расстояние объектива становится короче 30 мм, расстояние между объектом и объективом получается слишком мало и освещение нужно применять так, чтобы пространство между объектом и объективом осталось свободным. Этого можно достигнуть, включая непосредственно после объектива плоскопараллельное стекло, зеркало или призму с полным внутренним отражением. На фиг. 244 представлена установка с плоскопараллельным стеклом. Действие последнего такое же, как на фиг. 234,

¹ Буш, Ратенау (*Busch, Rathenow*), Лейтц (*Вейцлар*).

с той только разницей, что лучи света после отклонения плоскопараллельным стеклом попадают в объектив *C* и отсюда на объект. Так как плоскопараллельное стекло всегда отражает только часть света, в то время, как остальная часть проходит без отклонения, — интенсивность освещения незначительна. Если имеются достаточно сильные источники света, то этот способ освещения можно применять с успехом, так как в данном случае разрешающая способность объектива используется целиком (см. далее и стр. 261).

При других методах одна половина используется для концентрации световых лучей на объекте, вторая же половина служит для получения изображения. Отклонение лучей производится, по большей части, посредством призмы с полным внутренним отражением, которая установлена в так называемом вертикальном иллюминаторе¹. На фиг. 245 схематически представлено действие такого вертикального иллюминатора. Если буквой *A* обозначить объектив, *F* — призму с полным внутренним отражением, одно ребро которой доходит только до оптической оси объектива, то путь лучей будет следующим: луч *C*, идущий от источника света, отклоняется призмой параллельно оптической оси, проходит через объектив *A* к объекту *D*, здесь снова отражается и попадает через свободную сторону объектива, по направлению к *E* — в окуляр. Этот способ освещения имеет то преимущество, что позволяет значительно увеличить силу освещения; однако, вследствие того, что объектив наполовину перекрыт призмой, различимость деталей на изображении уменьшается при сильных увеличениях. На это неудобство иллюминатора с призмой указали Розенгайн (3) и Бенедикс (2). Последний показал на одном из элементов структуры сплава железо-углерод, перлите, что изображение последнего будет значительно полнее, если иллюминатор заменить плоскопараллельным стеклом, приспособленным согласно фиг. 244. Но, по сравнению с призмой, недостаток плоскопараллельного стекла заключается в меньшей силе света, так что при фотографических съемках необходимо значительно увеличивать экспозицию. Обычно употребляемые в продаже обозначения таких осветительных приспособлений следующие: Опак-иллюминатор, иллюминатор Бека, вертикальный иллюминатор.

2. Объективы и окуляры

Объективы должны прежде всего обладать хорошей сферической коррекцией, по крайней мере, для самого светлого цвета («оптический центр тяжести» спектра, соответствующий, приблизительно, *D*-линии натрия), или, точнее, должны являться для определенного интервала цветов «апланатами» — для того, чтобы лучи, выходящие из одной точки объекта, действительно практически достаточно точно опять соединялись в одной точке — точке изображения. Но так как обычно работают не с одноцветным (монокроматическим) светом, а в широком интервале цветов естественного света или какого-либо искусствен-

¹ Цейсе, Лейтц, Буш.

ного источника света, нужно позаботиться о том, чтобы лучи, окрашенные в другие цвета, по крайней мере, достаточно близко соединялись с первыми, — во избежание получения цветной каймы, нарушающей правильность изображения. В зависимости от степени, до которой доходит для света другой окраски состояние коррекции оптически наиболее яркого света, различают ахроматы и удовлетворяющие особенно высоким требованиям апохроматы.

Обыкновенные объективы для микроскопов устроены в предположении, что объект освещается проходящим светом и снабжен покровным стеклом. Так как из металлов тонкие (прозрачные) шлифы не могут быть изготовлены, употребление покровного стекла оказывается излишним и необходимым применить апохромат, который коррегирован для употребления без стекла. При применении иммерсионных объективов между объективом и объектом наносят каплю иммерсионной жидкости, которую потом тщательно смывают и с объектива, и с объекта.

Главное преимущество апохромата заключается в его весьма совершенной, распространяющейся на широкий интервал цветов, сферической коррекции («апланазия» для трех цветов спектра). При большой апертуре¹, т. е. при сильных системах, нельзя избежать того, чтобы изображения, полученные в этих объективах, не давали еще некоторого искривления, так что край и середина получаются не одинаково отчетливыми. Поэтому большое значение имеет правильно подобранное отверстие диафрагмы, целесообразный выбор окуляра, а также соответствующее растяжение меха. Далее необходимо считаться с тем, что при объективах с большой апертурой различно окрашенные изображения объекта, из которых складывается окончательное изображение, получают различную величины. Этот недостаток можно исправить тем, что действительное изображение, даваемое объективом, рассматривают через окуляр, который имеет противоположный недостаток. Если, например, синее изображение, отбрасываемое объективом, больше красного, то на краях изображения появляется синяя кайма. Рассматривая его через окуляр, у которого красное изображение больше синего, мы увидим, что этот недостаток совершенно устраняется. Такие окуляры называются компенсационными. В дальнейшем предполагается появление в продаже так называемых перипланатических окуляров, которые в соединении с более сильными ахроматами, а также и апохроматами устраняют и этот единственный недостаток — искривление изображения.

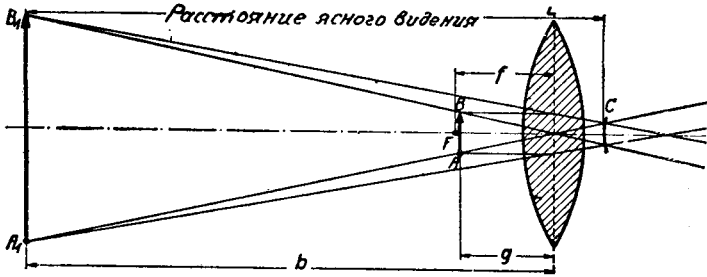
3. Измерение увеличения

Обычно приводимые данные об увеличении микроскопа при субъективном наблюдении являются условными, так как они основаны на сравнении величины даваемого микроскопом мнимого изображения предмета с величиной, которую имеет предмет при наблюдении его невооруженным глазом с расстояния «ясного видения», т. е. около 250 мм

¹ Синус половины угла отверстия (для воздуха, у которого показатель преломления равен 1).

Эти данные, следовательно, имеют значение того числа, которое определяется обычно, как луповое увеличение системы (Lupenvergrößerung).

Применяя в качестве увеличительного стекла (лупы) соответствующую линзу или эвивалентную ей систему линз (L на фиг. 246), наблюдаемый предмет (AB) помещают внутри фокусного расстояния (f), в непосредственной близости к фокусу (F). Тогда глаз (C) видит в направлении предмета мнимое (увеличенное, прямое) изображение (A_1B_1). Для экспериментального определения лупового увеличения одним глазом наблюдают изображения, а вторым — масштаб, помещенный параллельно предмету на расстоянии «ясного видения» (250 мм). Так как при наблюдении одним глазом исчезает способность оценивать расстояние, изображение невольно располагается в точке



Фиг. 246. Схема увеличения, получаемого с помощью лупы.

ясного видения. «Расстояние до изображения» («Bildweite») оказывается, следовательно, равным 250 мм. Увеличение, т. е. отношение величины изображения (A_1B_1) к величине предмета (AB) равно, как известно, отношению расстояния до изображения (b) к расстоянию до предмета (g). Так как последнее в этом случае, приблизительно, равно фокусному расстоянию, то луповое увеличение (V_L) численно определяется, как частное:

$$V_L = \frac{250}{f}. \quad (1)$$

В настоящем микроскопе, который можно считать сложной лупой, имеет место подобное соотношение (фиг. 247). Предмет AB находится здесь между фокусным (f_1) и двойным фокусным расстоянием объектива Ob . Вследствие этого получается увеличенное действительное (обратное) изображение A_1B_1 . Окуляр Ok расположен так, что действительное изображение A_1B_1 , оказывается внутри его фокусного расстояния f_2 . Окуляр действует как лупа, т. е. он отбрасывает от действительного изображения A_1B_1 , являющегося для него рассматриваемым предметом, увеличенное еще раз мнимое изображение $A_1'B_1'$. Чтобы получить увеличенное поле зрения и сгладить искажения изображения, вместо простой лупы применяют большей частью систему, состоящую из собирающей линзы и собственно окуляра (окуляра Гюйгенса). Это, однако, не имеет значения для принципиаль-

Для объектива, действующего в микроскопе как проекционная система, увеличение определяется по уравнению:

$$V_{об} = \frac{\Delta}{f_1}. \quad (5)$$

Часто для целей сравнения (что, однако, не соответствует действительному процессу увеличения) разлагают иначе:

$$V_1 = \frac{250}{f_1} \quad \text{и} \quad V_2 = \frac{\Delta}{f_2}; \quad V = V_1 \cdot V_2.$$

Строго говоря, подсчитанное таким путем значение V_1 должно быть названо луповым увеличением (идеальным) объектива, но V_2 означает тогда не ранее определенное фактическое увеличение окуляра (по уравнению 4), а только некоторое число, имеющее лишь тот смысл, что умножением на него V_1 получается V_m .

Величина V_1 , до сего времени неудачно обозначавшаяся на практике как увеличение объектива, равным образом не показывает действительного участия объектива в общем увеличении микроскопа, а имеет лишь то значение, что если воспользоваться объективом, как лупой, т. е. для непосредственного наблюдения, то он дал бы такие же увеличения, которые определяются вышеуказанным способом для лупы. Действительное же увеличение объектива, определение которого дано, зависит, кроме того, еще и от оптического интервала, т. е. «оптической длины тубуса» Δ . Эта величина, значительно изменяющаяся не только в соответствии с силой и конструкцией объектива, но на которую влияет действительная, конструктивная («механическая») длина тубуса и которая различными фирмами и, особенно в разных странах, выбирается до известной степени произвольно. Только в том случае, если величина Δ совпадает с общепринятой величиной расстояния ясного видения, $V_{об}$ и V_1 получают численно одинаковые значения.

Это, приблизительно, имеет место для более сильных объективов, большей частью построенных в Англии, а также для микроскопов по системе Лешателье, тогда как для микроскопов, употребляемых на континенте, Δ обычно меньше, чем расстояние ясного видения в 250 мм, а потому $V_{об}$ меньше V_1 . Данное положение в большей степени справедливо для более слабых объективов, чем для более сильных; вследствие большего фокусного расстояния первых, т. е. большего расстояния фокуса (заднего) от объектива, Δ при одинаковом удалении объектива от окуляра (одинаковой механической длине тубуса) получается в них меньше, чем в сильных оптических системах.

Как следует из уравнения (3), общее увеличение оказывается тем больше, чем больше Δ и чем меньше, напротив, f_1 и f_2 . Хотя для каждой из указанных величин практикой и поставлены известные пределы, которые тем самым ограничивают U_m , но, собственно говоря, только одна из этих величин имеет большое значение. С уменьшением величины $f_{об}$, по необходимости, также уменьшаются радиусы линз

объектива, и сколько-нибудь значительное уменьшение фокусного расстояния объектива в пределах менее 2 мм неосуществимо.

Однако, усматривать в этом обстоятельстве предел для производительности микроскопа можно лишь постольку, поскольку вообще в этом отношении следует считаться только с тем, что возможность степени увеличения ограничена. Решающей является (если отвлечься от необходимости устранения оптических дефектов, делающих изображение неясным) только «разрешающая способность» микроскопа, которая зависит от отношения величины отверстия к фокусному расстоянию, точнее говоря от нумерической апертуры по Аббе, но не от «увеличения». Последнее должно быть доведено до таких размеров, чтобы все подробности, так сказать потенциально имеющиеся в изображении, в силу «разрешающей способности» представлялись бы глазу в размерах, которые он действительно еще может различить.

Увеличение, превышающее указанный предел, является в известном смысле «холостым» и равносильно только разбиванию изображения на части, что, впрочем, для некоторых целей может быть оправдано. Вообще же говоря, безусловно увеличение тем меньше может служить критерием силы микроскопа, что все равно ничего не говорит о разрешающей его способности; допустимое же еще с учетом указанной способности увеличение может быть с избытком достигнуто всеми употребительными инструментами.

В соответствии с тем, что сказано об определении увеличения лупы, увеличение микроскопа можно определять, как увеличение лупы. С той целью вместо предмета устанавливается так называемый объектив-микрометр — пластинка, на которой нанесены мелкие деления (каждое деление от 0,1 до 0,01 мм) и которую наблюдают через микроскоп, а другим свободным глазом одновременно смотрят на помещенную на расстоянии 250 мм масштабную линейку с миллиметровыми делениями; сравнение делений дает непосредственное увеличение. Очень просто и точно можно определить собственное (частное) увеличение объектива $V_{об}$. Для этого микроскоп устанавливают как обычно, т. е. резко на объектив микрометр, при чем следует обращать особое внимание на правильную длину тубуса (речь идет о так называемой механической длине тубуса, которая у континентальных инструментов равна 170—180 мм). Затем, не меняя ничего, удаляют окуляр и помещают на отверстие матовую стеклянную пластинку; после этого осторожно укорачивают выдвижную часть тубуса, не прикасаясь к установочным винтам — до тех пор, пока не появится резкое изображение объектив-микрометра на матовой пластинке (для чего достаточно небольшое укорочение), и измеряют длину одного деления; путем деления получается непосредственная величина $V_{об}$. Умножение ее на $\frac{250}{f_{ок}}$ ($f_{ок}$ следует взять из каталога, так как измерить ее не легко) дает тоже общее увеличение V_m . Так же просто и непосредственно, как величина $V_{об}$, измеряется действительное общее увеличение при проектировании V_p , как например, это имеет место в микрофотографировании.

Для этого нужно получить резкое изображение объектив-микрометра на матовой пластинке камеры (плоскости проекции) и измерить его масштабной линейкой. При субъективном наблюдении, данный способ неприменим; здесь необходим еще второй, так называемый окулярный микрометр. Последний та же представляет собой стеклянную пластинку с делениями, которая закладывается в окуляр (вывинтив линзу со стороны глаза) на установленную в тубусе окуляра диафрагму. Величина одного деления известна и здесь, так что увеличение определяется без труда. Как уже было сказано, величины общего увеличения являются верными толы о в том случае, если соблюдена правильная длина тубуса. Большой частью тубусы микроскопов снабжены шкалой, указывающей длину тубуса при различных установках. Длина тубуса составляет обычно 180 мм с небольшими отклонениями для отдельных объективов. Принятая для каждого объектива длина тубуса дана на его оправе. Английские микроскопы, как и микроскопы Левателле (последние — из конструктивных соображений), имеют большую длину тубуса, именно 250 мм. Увеличения, даваемые различными оптическими системами, приведены в табл. 13, 14 и 15.

Увеличение при применении приспособлений для фотографирования. При производстве фотоснимков лучше всего заменять компенсационные окуляры проекционными, так как последние устроены та им образом, что передняя линза может устанавливаться соответственно расстоянию до матового стекла. Для этого проекционные окуляры имеют таую конструкцию, которая позволяет отодвинуть переднюю линзу на большее или меньшее расстояние от диафрагмы окуляра перестановкой пружины, заложенной в винтовом пазу.

Чаще всего употребляемые перипланатические окуляры с увеличением 8 \times , 10 \times , 12 \times дают при одной и той же установке камеры в среднем 1,33—1,67 и 2-кратные значения увеличения, по сравнению с таблицами. Эти окуляры обозначаются по их луповому увеличению, действительной величине их участия в общем увеличении (см. соображения на стр. 259).

4. Штативы¹

При выборе микроскопа для металлографических работ принимают во внимание характер производимого исследования. Если нужно только установить, хорошо ли отполирована поверхность шлифа или достаточно ли она протравлена, то употребляют портативные конструкции, дающие небольшие увеличения и устроенные таким образом, что исследование можно произвести в очень короткий срок. Их можно назвать микроскопами для предварительных исследований. Если же нужно исследовать шлиф при очень большом увеличении или произвести фотосъемку, то употребляют более усовершенствованные установки.

¹ Штативом называется механическая часть микроскопа, т. е. неоптическая.—
Ред.

Таблица 13

Увеличения при субъективном наблюдении для случая применения апохроматов в соединении с компенсационными окулярами

Фокусное расстояние объектива в мм	Окуляр 2	Компенсационные окуляры, использованные для субъективного наблюдения				
		4 и 4 +	6	8	12	18
16	31	62	94	125	187	281
8	62	125	187	250	375	562
4	125	250	372	500	750	1125
3	167	333	498	667	1000	1500

Таблица 14

Увеличения микроскопов с длиной тубуса в 180 мм (напр., Мартенеа)

Объектив 25 мм (Винкель)

Длина тубуса 180 мм

Апохромат 16 мм (Цейсе)

Длина тубуса 180 мм

Линейное увеличение	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре	
	P_2	P_4
25	340	—
50	680	340
75	1020	510
100	—	680
125	—	850
150	—	1020

Линейное увеличение	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре	
	P_2	P_4
50	380	—
100	760	380
150	1140	560
200	1520	760
250	—	950
300	—	1140

Апохромат 8 мм (Цейсе)

Длина тубуса 180 мм

Линейное увеличе- ние	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре	
	P_2	P_4
100	405	—
200	810	405
300	1215	607
400	1620	810
500	—	1012
600	—	1620

Апохромат 4 мм (Цейсе)

Длина тубуса 180 мм

Линейное увеличе- ние	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре	
	P_2	P_4
200	460	—
300	690	—
400	90	460
500	1150	575
600	1380	690
700	—	805
800	—	920
900	—	1035
1000	—	1150

Апохромат 3 мм (Цейсе)

Гомогенная иммерсия
Длина тубуса 180 мм

Линейное увеличе- ние	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре:	
	P_2	P_4
400	580	—
500	724	362
600	870	435
700	1014	507
800	1160	580
900	1304	652
1000	1450	725
1100	—	797
1200	—	870
1300	—	942
1400	—	1015
1500	—	1087
1600	—	1160

Таблица 15 а:

Увеличения микроскопов с длиной тубуса в 250 мм
(напр., микроскопов Лешатедье и английских)

Объектив 25 мм (Винкель)

Длина тубуса 250 мм

Линейное увеличе- ние	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре В	
50	405	
75	607	
100	810	
125	1012	
150	1215	

Объектив 16 мм (Цейсе)

Длина тубуса 250 мм

Линейное увеличе- ние	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре В	
100	445	
150	607	
200	900	
250	1122	

Объектив 8 мм (Цейсе)

Длина тубуса 250 мм

Линейное увеличение	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре В
150	385
200	513
250	641
300	770
350	899
400	1027
450	1155

Объектив 3 мм (Цейсе)

Длина тубуса 250 мм

Линейное увеличение	Установка камеры в миллиметрах при проекционном окуляре В
400	420
500	525
600	630
700	735
800	840
900	945
1000	1050
1100	1 55
1200	1 200

Таблица 156

Увеличения микроскопов Лейтц (механическая длина тубуса 215 мм)

Апохромат 16 мм (Лейтц)

Линейное увеличение	Установка камеры в сантиметрах при перипланокуляре 6×
100	28
150	43
200	53
250	73
300	88

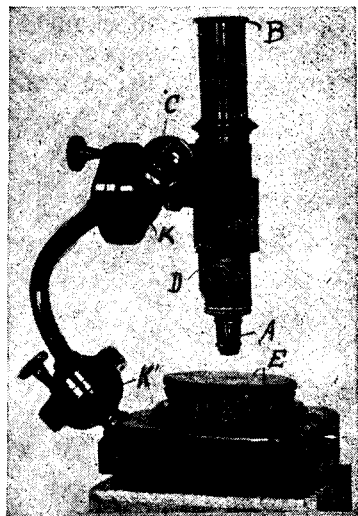
Ахромат 14 мм (Лейтц)

Линейное увеличение	Установка камеры в сантиметрах при перипланокуляре 6×
100	25
150	37,5
200	50
250	62,5
300	75
350	87,5
400	100

Линейное увеличение	Установка камеры в сантиметрах при перипланокуляре 6×			
	Апохроматы (гомогенная иммерсия)			
	8 мм	4 мм	3 мм	2 мм
400	62	36	25	—
600	93	53,5	37,5	25
800	—	72	50	33
1000	—	89,5	62,5	41
1200	—	—	75	49
1400	—	—	87,5	57,5
1600	—	—	100	65,5

Макроскопы для предварительных исследований

Для предварительных исследований очень удобен так называемый шаровой микроскоп Мартенса (Martens), представленный на фиг. 248. Исследуемый объект не требует специальной подготовки, а прямо кладется на столик *E*, который при помощи шарового гнезда может перемещаться в любом направлении. Объектив *A* ввинчен в тубус, на верхнем конце которого помещается окуляр *B*. Тубус укреплен на штативе с двумя шарнирами *K* и *K'*. Каждый из этих шарниров может быть закреплен в любом положении посредством регулирующих винтов. Тубус передвигается зубчатой передачей. Так как при помощи этого микроскопа производятся только подготовительные исследования, не требующие ни больших увеличений, ни фотосъемок, то в данном случае пользуются возможно более дешевыми объективами. Это следует рекомендовать тем более, что частые исследования шлифов, смоченных травителями, могут повлечь за собой повреждение объектива. На практике лучшими оказались объективы, фокусное расстояние которых лежит приблизительно между 15 и 26 мм. Окуляры употребляют с увеличением от двухкратного до четырехкратного. Для цейссовских микроскопов пользуются следующими объективами:



Фиг. 248. Шаровой микроскоп по Мартенсу.

ахроматы *aa* и *A*,
окуляры Гюйгенса 2 и 4

При длине тубуса в 160 мм получают при этом следующие увеличения:

Объектив	Фокусное расстояние	Увеличение при пользовании:	
		окуляром 2	окуляром 4
<i>aa</i>	26	31	56
<i>A</i>	15	56	97

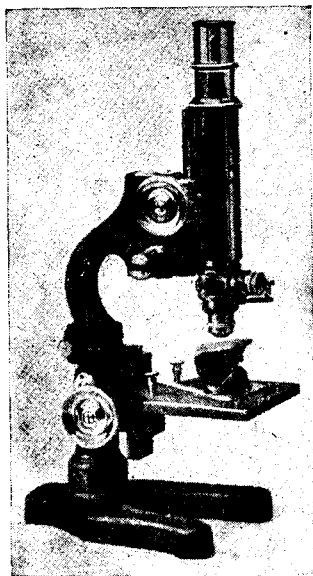
Если желательно производить исследования при более сильном увеличении, то следует применить искусственное освещение (призма,

плоское стекло). На фиг. 249 изображен такой микроскоп для предварительного исследования фирмы Лейтц с соответственными добавочными приспособлениями (металлмикроскоп МО). Общая станина для микроскопа и осветительного устройства облегчает установку освещения. Предметный столик поднимается и опускается с помощью винта, что дает возможность установить освещение раз навсегда, так как при смене объективов не приходится двигать тубуса.

Если этот микроскоп применять для работы с проходящим светом (например, при исследовании шлаков), то необходимо открыть обычно

закрытое отверстие в центре столика и установить под ним осветительный аппарат, состоящий из зеркала и конденсора (собирающей линзы), или же заменить этот столик другим, снабженным соответствующими приспособлениями; возможность присоединения поляризационного аппарата также предусмотрена. Кроме того, тубус микроскопа можно заменить стереобинокулярсм Гриноу (Grinough), весьма подходящим для многих металлографических исследований.

Для исследования поверхности излома рекомендуют пользоваться бинокулярными микроскопами Лейтца, Буша, Рейхерта, Цейсса и др. Применение их представляет то преимущество, что при работе с ними рельеф поверхности излома резко выступает во всех деталях.



Фиг. 249. Металлмикроскоп Лейтца (МО).

Микроскопы с приспособлением для фотографирования

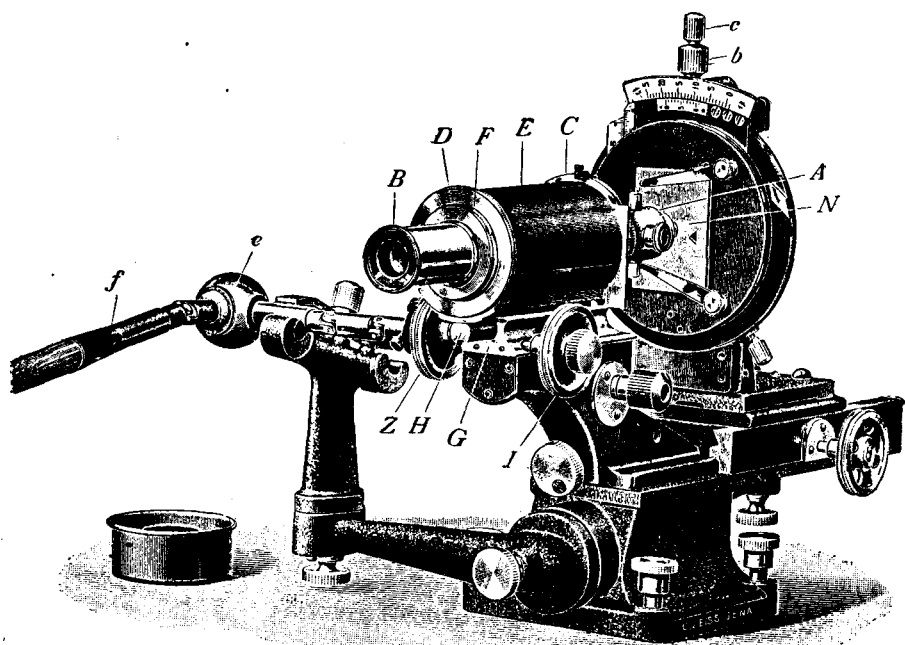
Ниже будут подробно описаны конструкции двух типов микроскопов и работа с ними. Для других имеющихся в продаже конструкций нетрудно выработать метод работы на основании изложенного.

Штатив микроскопа Мартенса

На фиг. 250 представлена цейссовская конструкция штатива Мартенса. Объектив *A* ввинчивается непосредственно или с промежуточным включением вертикального иллюминатора в переднюю крышку *C*, которая ввинчивается во внешний тубус *E*. Окуляр *B* помещен во внутреннем, передвигающемся по направляющей передней крышки *D*, тубусе *F*. Длину тубуса можно отсчитывать на миллиметровой шкале, нанесенной на кожухе *F*. На нижней стороне наружного тубуса *E* имеется зубчатая рейка *H*. При помощи передачи *F* она может двигаться по направляющей *G*. Последняя крепко свя-

зана со станиной, нижняя часть которой представляет собой плиту. Четыре винта прочно соединяют плиту со столом (на фиг. 250 видны только два винта).

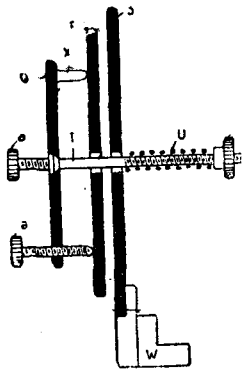
Объект *N* приклеивают к стеклянной пластинке смесью из равных частей воска и сургучного лака или пластилином и укрепляют на предметном столике двумя пружинами. Исследуемая поверхность шлифа *N* располагается обычно не перпендикулярно к оптической оси микроскопа. Чтобы можно было приводить ее в это положение, верхнюю



Фиг. 250. Штатив микроскопа¹ Мартенс-Цейсс;

пластинку предметного столика соединяют с остальными его частями таким образом, что в известных пределах она может занимать любое требуемое положение; это дает возможность устанавливать наблюдаемую поверхность точно перпендикулярно к оси микроскопа. На фиг. 251 представлено схематическое изображение конструкции этого соединения в вертикальном разрезе через предметный столик. Центр пластинки предметного столика *Q* прочно соединен с головкой винта *T*. Гайкой *V* и пружиной *U* можно прижимать *Q* более или менее плотно ко второй пластинке *R*. Эта последняя, в свою очередь соединена с пластинкой *S* с помощью не показанной на фиг. 252 промежуточной части, а пластинка *S* соединена посредством угольника *W* с салазками стола. Изменение положения пластинки *Q* происходит следующим образом: на ней находится штифт *X* и два винта *aa*; при повороте этих

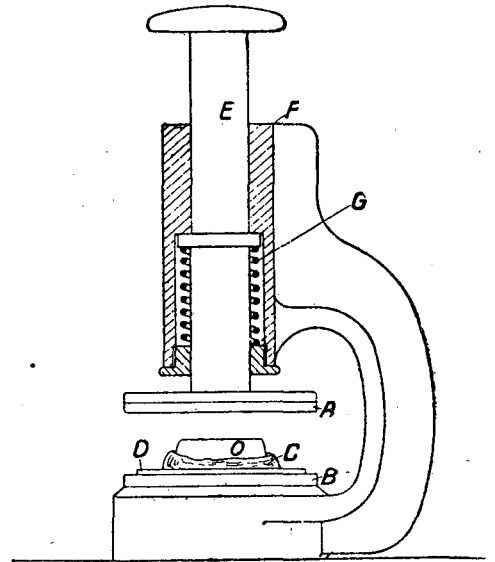
винтов пластинка Q принимает любые положения, вращаясь вокруг точки соприкосновения X и R . Установку легче всего произвести тогда,



Фиг. 251. Устройство предметного столика в штативе Мартенса.

когда один из винтов a расположен на горизонтальном, а другой на вертикальном диаметре пластинки Q . Пластинки R и S в центре просверлены таким образом, что винт T при косо́й установке имеет достаточную игру. Для того, чтобы можно было передвигать объект перпендикулярно к оптической оси и во всевозможных направлениях, пластинку R , а также соединенную с ней, но не показанную на фиг. 251 промежуточную часть, делают подвижной как в горизонтальном, так и в вертикальном направлении при помощи зубчатой передачи. Так как промежуточные части, служащие для направления световых лучей на объект, связаны с наружным тубусом E , то объект можно приближать и удалять от объектива, не меняя положения последнего. Для этого предметный столик перемещается специальной передачей по направлению оптической оси.

Для более точной установки объектива служит микрометрический винт Z (фиг. 250). На нем имеется шкала, по которой можно измерить передвижение объекта в направлении оптической оси с точностью до $0,005$ мм. Микрометрический винт можно вращать непосредственно рукой или же при помощи подвижного рычага, который для удобства работы снабжен ключом e Гука (Нooke). К последнему присоединена рукоятка f , позволяющая вращать ключ на расстоянии. Салазки столика a передвигаются в двух направлениях. При помощи массивной полосы весь прибор укрепляется на квадратной доске, которая привинчивается к станине четырьмя винтами. Эта последняя состоит из салазок и направляющей, так что весь штатив можно легко передвигать, если необходимо произвести значительное перемещение всей аппаратуры.



Фиг. 252. Аппарат Циглера для выравнивания шлифа.

Добавочные приспособления, связанные с штативом, различны— в зависимости от того, рассматривается ли объект при прямом или ко-

сом освещении. Обычно пользуются при этих работах зеркалом, плоскопараллельным стеклом или вертикальным иллиминатором, способ употребления которого описан на стр. 256. Этот штатив может быть использован и для макроскопического исследования при помощи микроплана.

Методика работы с апохроматами при перпендикулярном освещении

Освещение объектива при помощи вертикального иллиминатора. Вертикальный иллиминатор снабжен призмой с полным внутренним отражением и имеет две винтовых нарезки. Одной из них он привинчивается к крышке тубуса *C*, к другой привинчивается объектив. При изготовлении вертикальных иллиминаторов нужно обратить внимание на то, чтобы расстояние между нижней линзой объектива и призмой было как можно короче. Установка освещения производится таким образом, что ирис-диафрагму, которая надевается на вертикальный иллиминатор, закрывают совсем. Линза *D* (фиг. 242) остается на своем месте, так что светящаяся точка находится в фокусе *B* системы. Диафрагма *G* открывается приблизительно наполовину, и линза *C* передвигается до тех пор, пока в окне вертикального иллиминатора не показывается изображение источника света. Тогда, пользуясь слабым объективом (объектив № 16), придают иллиминатору вращением вокруг оптической оси микроскопа и призмы вокруг ее продольной оси такое положение, чтобы при закрытой диафрагме *G* на объекте появилось резкое изображение отверстия диафрагмы. При пользовании большими увеличениями также целесообразно производить сначала установку с более слабым объективом, так как это облегчает нахождение соответствующего положения призмы.

Освещение объекта при помощи плоскопараллельного стекла. Еще более совершенное использование объективов, особенно сильных, достигается тем, что призму с полным внутренним отражением заменяют плоскопараллельным стеклом которое покрывает весь объектив. Для этой цели применяют только очень тонкие плоскопараллельные стекла.

Источник света должен быть достаточно сильным, чтобы при фотосъемке не приходилось слишком увеличивать экспозицию.

Чтобы установить исследуемый шлиф перпендикулярно к оптической оси микроскопа, применяют прибор Циглера (Ziegler), схематически представленный на фиг. 252. В нем стеклянные пластинки *A* и *B* тщательно отполированы и строго параллельны друг другу. Верхняя пластинка *A* прочно соединена с латунным цилиндром *E*, который движется по направляющей *F* и пружиной *O* отводится кверху. Если нужно подготовить шлиф, то предметное стекло *D* кладут на нижнюю пластинку *B*. На предметном стекле помещают достаточное количество пластилина *C*, а на него кладут срез *CO* и слегка надавливают цилиндр *E* книзу, пока стеклянная пластинка *A* не коснется поверхности шлифа. Поверхность шлифа будет при этом параллельна поверхности предметного стекла.

Для наблюдений при очень больших увеличениях этот метод, однако, недостаточен, и для окончательной тонкой установки прихо-

дится пользоваться предметным столиком. Для этого весьма пригоден способ, предложенный Мартенсом и Гейном.

Апохромат 4 в соединении с компенсационным окуляром помещают в тубус. Вращая предметный столик вокруг оптической оси, приводят его в положение, указанное на стр. 269. Объект сдвигается горизонтально влево (при наблюдении через окуляр) с помощью крестообразного установочного устройства. При этом изображение становится менее отчетливым. Приближая объект, следовательно вращая ключ Гука по часовой стрелке, можно опять добиться отчетливого изображения, для чего надо повернуть установочный винт *a* в противоположном направлении. Если же объект, приняв новое положение, становится вновь более отчетливым при его удалении, т. е. вращении ключа в сторону, противоположную движению часовой стрелки, то винт *a* надо повернуть по часовой стрелке. Эти операции производят до тех пор, пока объект не сделается при горизонтальном передвижении совершенно отчетливым в пределах перемещения всего установочного устройства. Подобным же образом производят установку вторым нижним винтом *a* при передвижении объекта в вертикальном направлении. При определенном навыке эти операции проделываются очень быстро. В заключение производится обычно еще незначительная установка призмы — вокруг обеих осей вращения — для того, чтобы получить изображение как раз в центре поля зрения. Если камера установлена правильно, то после включения проекционного окуляра и придвижения камеры изображение должно и на матовом стекле получиться в центре. Небольшие отклонения исправляются здесь вращением призмы.

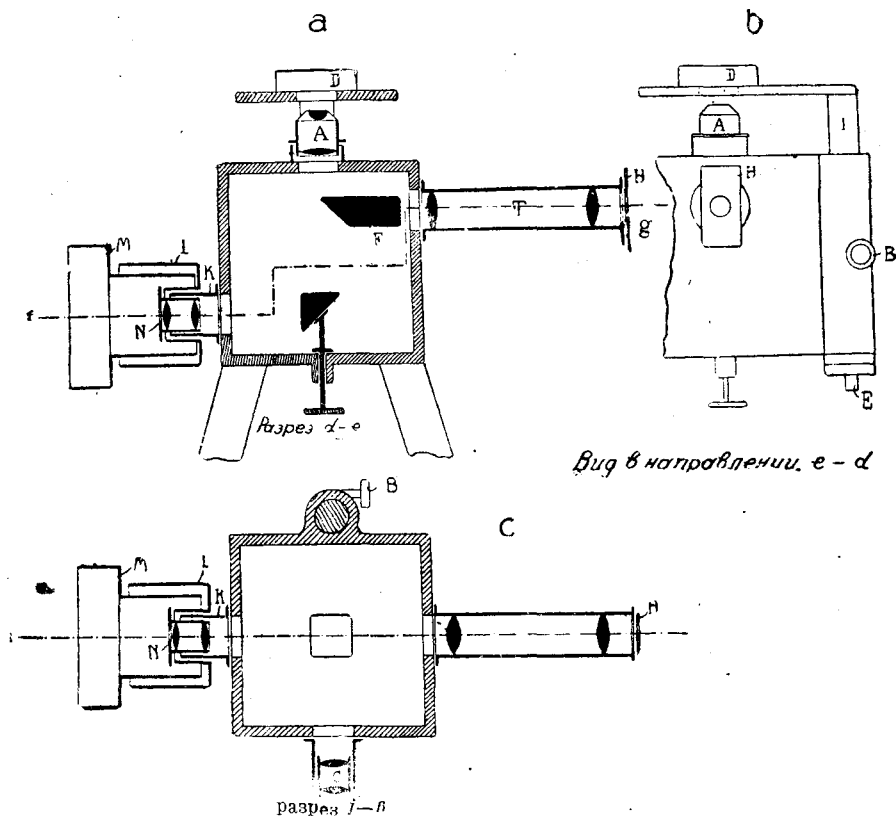
Способ пользования микропланаром

При пользовании микропланаром, который применяется без окуляра, вывинчивают обекрышки *C* и *D* (фиг. 250), так что остается только наружный тубус *E*. Микропланар ввинчивается в особый патрон, имеющий с одной стороны резьбу, который можно ввинчивать вместо крышки *D*.

Микроскоп по Лешателье

Трудность установки объекта перпендикулярно к оптической оси устраняется в этом микроскопе тем, что оптическая ось объектива расположена вертикально. На фиг. 253 представлено схематическое изображение этого микроскопа. Лучи света, проходящие через диафрагму *H*, собираются в призме с полным внутренним отражением *F*, которая отклоняет их под прямым углом кверху. Объектив *A* служит, как и в ранее описанных конструкциях, конденсатором света. Лучи проходят через отверстие в предметном столике и падают на шлиф исследуемого образца *D*. Этот последний отбрасывает их назад, они проходят обратно через объектив и при помощи второй призмы с полным внутренним отражением *G* принимают опять горизонтальное

направление. Поворачивая призму *G* вокруг вертикальной оси, можно, как видно на горизонтальном разрезе, направить лучи сперва в направлении *N*, а затем в направлении *C*. Этим дается возможность установить на оптической оси трубы *K*, снабженной проекционным окуляром, фотокамеру, а в трубе *C* поместить обыкновенный компенсационный



Фиг. 253. Схема микроскопа Лешателье.

окуляр для субъективных наблюдений. Предметный столик устанавливается раз навсегда перпендикулярно к оптической оси объектива и при помощи винта *B* может передвигаться в вертикальном направлении.

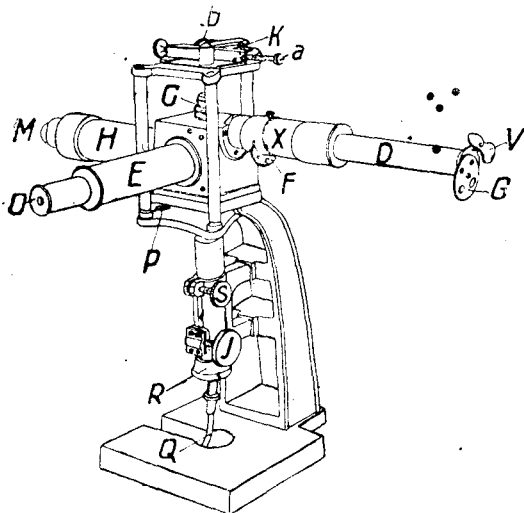
Микроскоп Лешателье-Дюжардена

На фиг. 254 представлена новая конструкция Дюжардена¹, которая выгодно отличается от старых тем, что предметный столик укреплен на трех вертикальных колонках вместо одной боковой. Приступая к исследованию шлифа, поворотом винта *J* приподнимают сначала предметный столик и вставляют нужный объектив *C*. Для того, чтобы

¹ Место изготовления; Dujardin, Дюсельдорф.

избежать потери времени на привинчивание и отвинчивание объективов, последние привинчиваются к гладким гильзам, которые точно

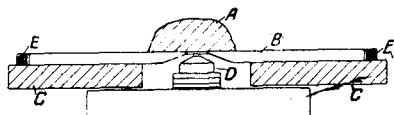
пригнаны к соответствующим гнездам. Для перемещения внутренней призмы (*G* на фиг. 253) служит рычаг *P* (фиг. 254). Шлиф кладется непосредственно на отверстие в предметном столике. Однако, при передвижении образца по предметному столику можно легко поцарапать поверхность шлифа. Во избежание этого исследуемый шлиф, как видно на фиг. 255, кладут на стеклянную пластинку с отверстием, которая придерживается пружинами *E* и может перемещаться. *C* — доeka предметного столика, *D* — объектив. На фиг. 256



Фиг. 254. Штатив микроскопа Лешателье-Дюжардена.

представлено общее расположение микроскопа.

Относительно установки освещения необходимо добавить, что если изображение получается как бы завуалированным, то в большинстве случаев это объясняется неправильной установкой освещения. Изменение угла падения лучей производится передвижением диафрагмы *G* (фиг. 254). Требуемое положение находят опытным путем. В большинстве случаев рекомендуется устанавливать диафрагму *G* эксцентрично таким образом, чтобы ось отверстия переместилась на несколько миллиметров вверх. Мутное изображение часто получается от того, что внутренние призмы покрываются пылью. Для чистки их снимают объектив, вводят во внутрь призмовой коробки тоненькую волосяную кисточку и счищают ею все загрязнения.

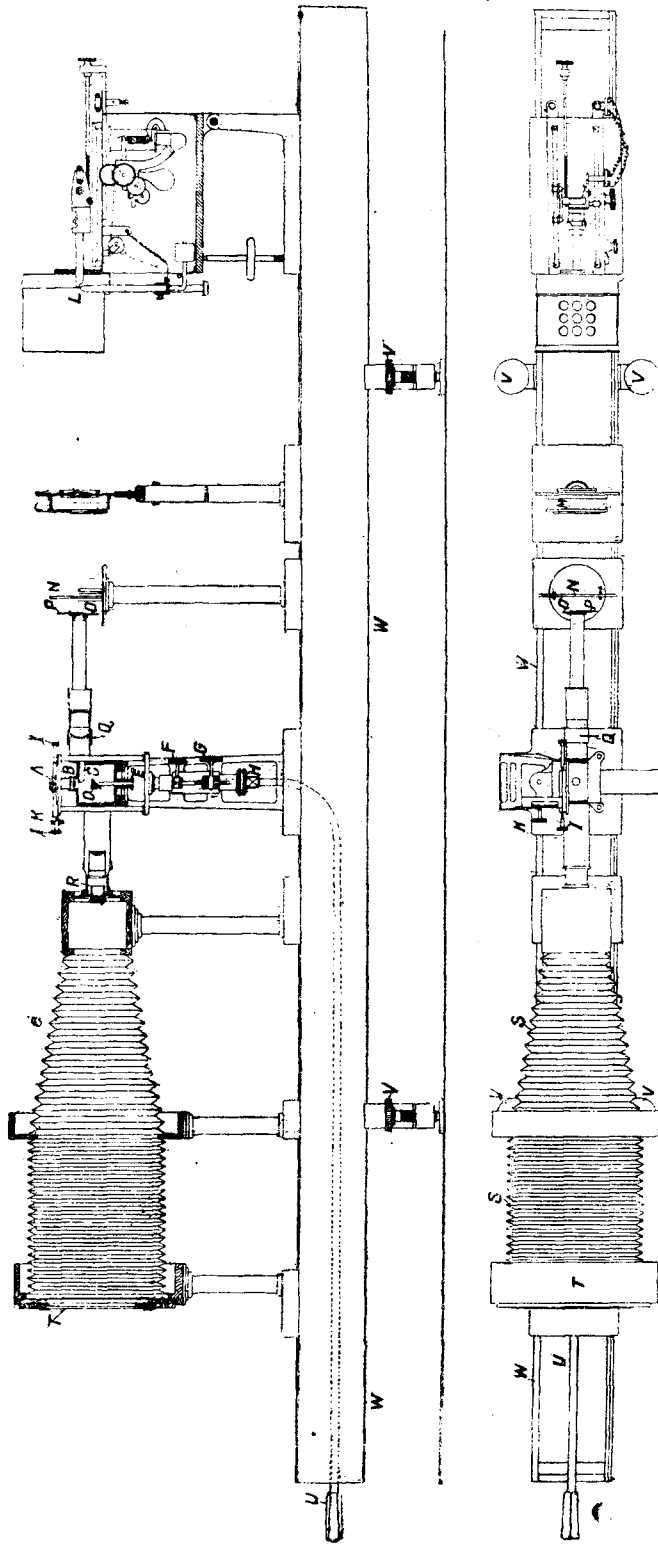


Фиг. 255. Устройство предметного столика.

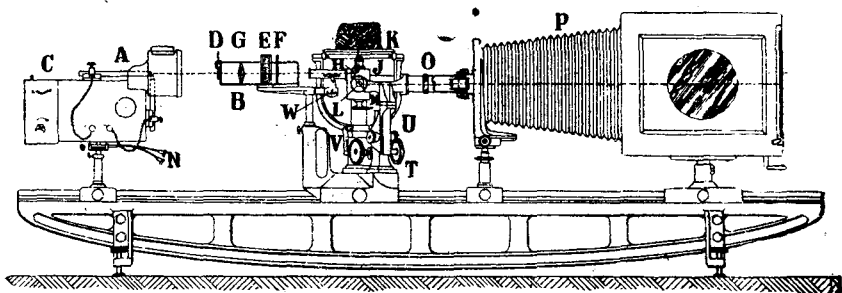
Микроскоп Лешателье-Рейхерта

На фиг. 257 представлена выпущенная Рейхертом¹ конструкция микроскопа Лешателье. Объект *K* так же, как и в других конструкциях, кладут шлифованной поверхностью вниз, — на предметный столик, укрепленный со всех сторон. В противоположность ранее

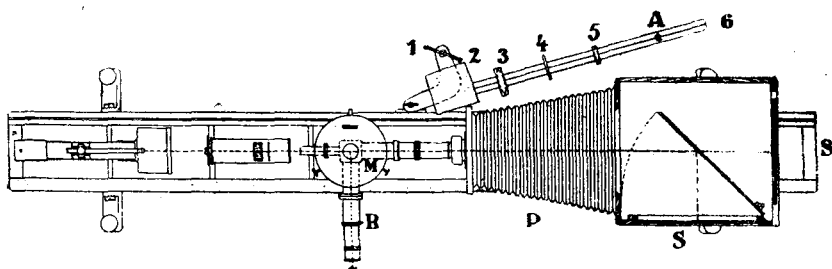
¹ Изготавливается фирмой Optische Werke, Reichert, Вена.



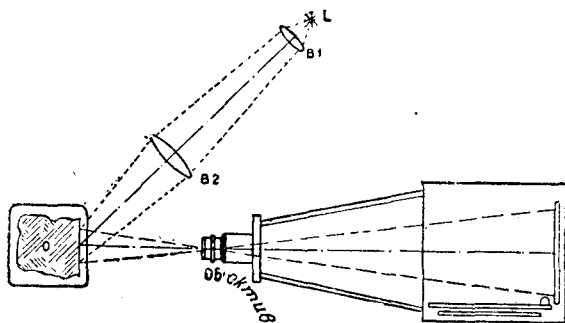
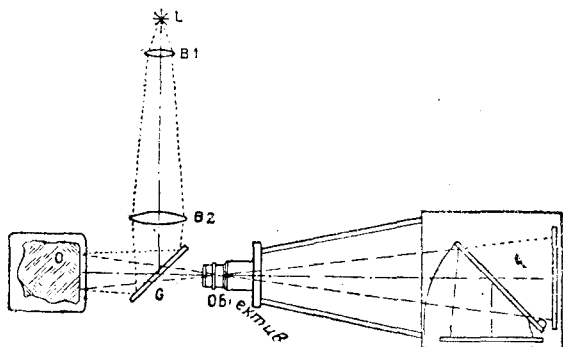
Фиг. 256. Общее устройство шпатула микроскопа Лепатель-Дюжардена.



Фиг. 257. Штатив микроскопа Лешатель-Рейхера.



Фиг. 258. Вертикально расположенный объект при перпендикулярном освещении.



Фиг. 259. Вертикально расположенный объект при косом освещении.

описанному микроскопу Лешателье, в котором осветительная призма неподвижна, в рейхертской конструкции она может перемещаться в определенных границах. Это перемещение легко осуществляется при помощи указательной стрелки, скользящей по шкале, на которой отмечено положение призмы для каждого объектива.

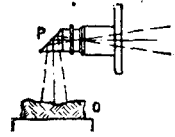
Эта призма по желанию заменяется плоскопараллельной стеклянной пластинкой. Замена производится посредством револьверного устройства. Таким образом, одно и то же место препарата может рассматриваться по мере надобности последовательно при помощи призмы и плоскопараллельной осветительной пластинки. Эта возможность быстрой перемены способа освещения представляет большое преимущество.

Быстроте и удобству работы способствует также и шкала для грубой перестановки микроскопа, которая позволяет сразу находить нужное положение для каждого объектива. Для систематического исследования шлифа предметный столик снабжается подвижными на-крест расположенными салазками и приспособлением для нахождения какого-либо определенного места шлифа.

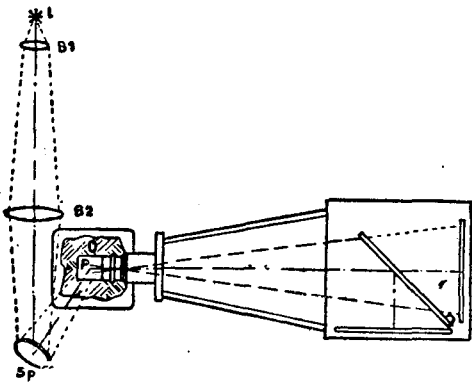
Устойчивая, длиной в 2 м, станина устроена в виде фермы и предоставляет достаточный простор для раздвижения меха. В новейших конструкциях вся станина подвешена на пружинном механизме, что гарантирует устойчивость при сотрясениях здания, особенно необходимую для микрофотографических работ.

Приспособление для макрофотографии помещается на небольшой трехгранной шине (малая станина), укрепленной сбоку главной станины, поддерживающей микроскоп и камеру. На малой станине, которая может перемещаться в горизонтальной плоскости, приспособление это всегда может быть приведено в действие и в любой момент использовано для макроисследования. Оно соединяется тогда с камерой, которая приспособлена для макро- и для микрофотографии. Приспособление для макрофотографии представлено на рисунках.

Оно дает возможность производить съемки объекта и в вертикальном (фиг. 258 и 259) и в горизонтальном положении (фиг. 260 и 261) как при прямом (фиг. 258 и 260), так и при косом освещении (фиг. 259 и 261).



Фиг. 260. Горизонтально лежащий объект при перпендикулярном освещении.



Фиг. 261. Горизонтально лежащий объект при косом освещении.

На передней стенке камеры находится объектив с фокусным расстоянием от 200 до 30 мм. Объект кладут на съемный и передвижной предметный столик, помещенный на главной станине. Детали осветительной системы — источник света, конденсоры и т. д. — находятся на малой станине, которая по мере надобности может принимать то или иное положение.

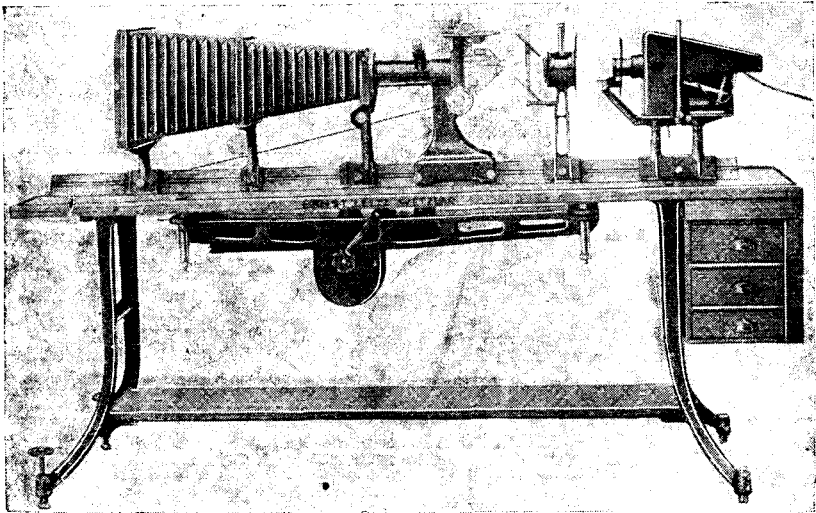
При съемке горизонтально лежащего объекта (фиг. 261) малая станина устанавливается перпендикулярно к большой. Пучок световых лучей подводится к объекту через две конденсорные линзы и зеркало. Специальная призма проводит отраженные лучи к объективу (фиг. 260).

На фиг. 258 схематически представлена съемка вертикально расположенного объекта при перпендикулярном освещении. Освещение объекта производится плоскопараллельным стеклом.

Косое освещение представлено на фиг. 259. Наклонной установкой малой станины достигают непосредственного падения света на объект.

Микроскоп Лешателье-Лейтца

По этому же принципу Лейтцом построен микроскоп (фиг. 262) способ применения которого вполне понятен на основании вышесказанного; нужно только отметить, что для этого микроскопа при съемке

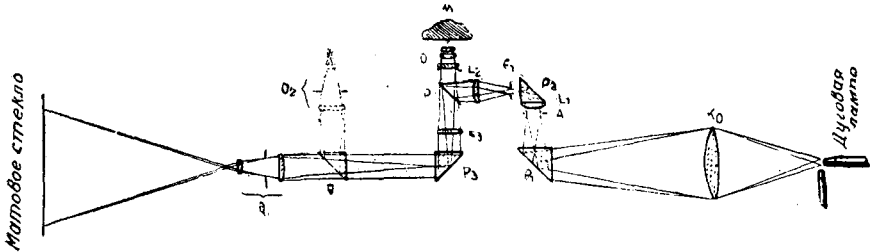


Фиг. 262. Штатив микроскопа Лешателье-Лейтца.

макроскопических препаратов особенно удобно применять объективы с большим фокусным расстоянием (съемка общей картины структуры при сравнительно небольшом увеличении). Если для этой цели вместо объективов микроскопа применить небольшие, построенные на подобие фотографических объективов системы, специально приспособ-

ленные для таких исследований, с фокусным расстоянием от 35 до 42 мм, то можно использовать поле зрения объектива диаметром до 15 мм. Такие системы дают увеличение в четыре — восемь раз. Системы с еще большим фокусным расстоянием применяются уже без штатива микроскопа. Для всех подобных случаев можно использовать осветительные устройства как для чаще применяемого перпендикулярного освещения, так и для более редкого косо́го освещения.

Этим аппаратом можно пользоваться также и при исследованиях в проходящем свете, для чего необходимо установить осветитель Аббе — в данном случае, естественно, над предметным столиком, — а в качестве источника света использовать имеющуюся осветительную установку (описание см. Гюртлер (1) (Giertler).



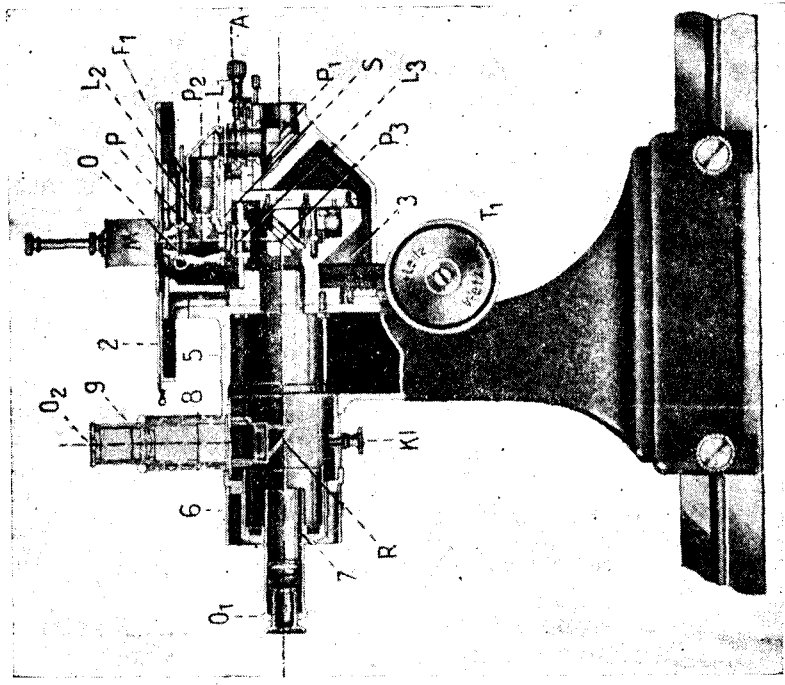
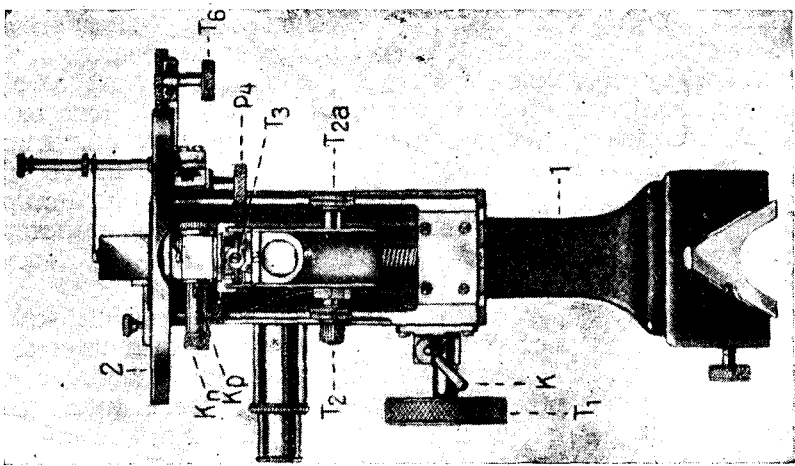
Фиг. 263. Ход лучей в большом металлмикроскопе Лешатель-Лейтца.

Ход лучей в металлмикроскопе Лешатель-Лейтца представлен на фиг. 263. Вид микроскопа спереди и сбоку представлен на фиг. 264 и 265.

На массивной станине (1) находится столик (2), укрепленный на солидных салазках. При помощи передвижения его в широких границах вверх и вниз можно производить грубую наводку. Установка осуществляется поворотом винта T_1 (соединенного с зубчатой рейкой), который при помощи зажима K может закрепляться наглухо.

Со стойкой (1) неподвижно соединена деталь (3), на которой в направляющих, имеющих форму ласточкиного хвоста, расположены салазки S объектива, передвигающиеся посредством микрометрического винта в узких пределах (для точной установки). Точная установка производится винтами T_2 и T_2a . На противоположной стороне станина (1) неподвижно соединена с тубусом (5), на конце которого имеется световой затвор (6), закрывающийся крышкой (7) с патрубком; в этот патрубок вставляется окуляр O_1 (проекционный).

Световые лучи, идущие от предположенного на фиг. 265 справа источника света, попадают сначала в призму с полным внутренним отражением P_1 (фиг. 263), затем проходят через диафрагму A , служащую для регулировки освещения, и линзу L_1 . После прохождения через вторую призму P_2 с полным внутренним отражением и диафрагму F_1 , которая в свою очередь позволяет регулировать величину освещенного поля, световые лучи идут далее через линзу L_2 , чтобы после отражения призмой или плоскопараллельной пластинкой P через



Фиг. 264—265. Штатив микроскопа Лешателье-Лейтца.

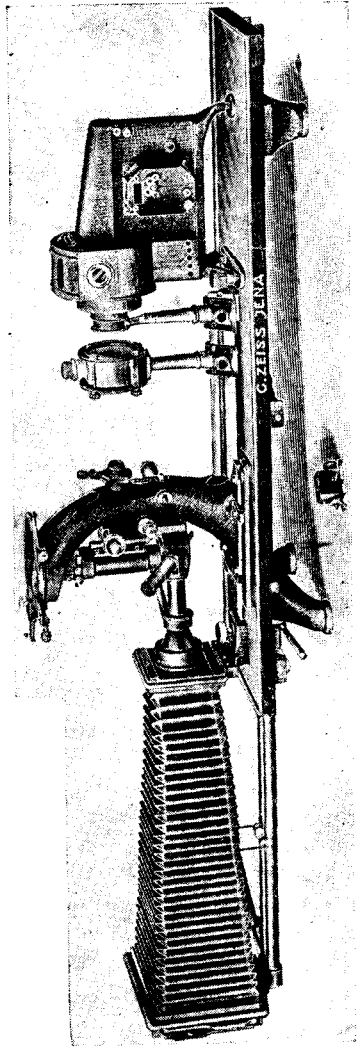
объектив O сконцентрироваться, наконец, на полированной (нижней) поверхности исследуемого образца. Лучи, отразившиеся от шлифа, тем же путем обратно попадают в P , проходят через плоско-параллельную пластинку, через систему линз L_3 на призму P_3 с полным внутренним отражением и после отражения от последней через проекционный окуляр O_1 попадают в находящуюся слева фотокамеру.

Подвижно вокруг оси тубуса установлен патрубок (8) (фиг. 265) с тубусом для наблюдения (9), имеющим на нижнем конце отражательную призму P , а на верхнем — окуляр O_2 . Тубус для наблюдения может быть закреплен в любом положении клеммой KI . При пользовании прибором для целей микрофотографии тубус (9) выдвигают до самого конца, освобождая этим тубус для O_1 . Если же, наоборот, шлиф рассматривается глазом, то тубус (9) полностью вдвигается (как показано пунктиром на фиг. 263 и 265) и лучи, отразившись от R , попадают через O_2 в глаз наблюдателя (см. полный ход лучей на фиг. 263). Для систематического и более детального исследования больших поверхностей микроскоп снабжается предметным столиком (2), передвигающимся с помощью P_4 и T_6 (во взаимно перпендикулярных направлениях).

Преимущество лейтцевского микроскопа составляет приспособление для устранения сотрясений, изображенное на фиг. 262. Перестановкой рычага включаются специальные подвесные пружины, вследствие чего вся система может свободно колебаться.

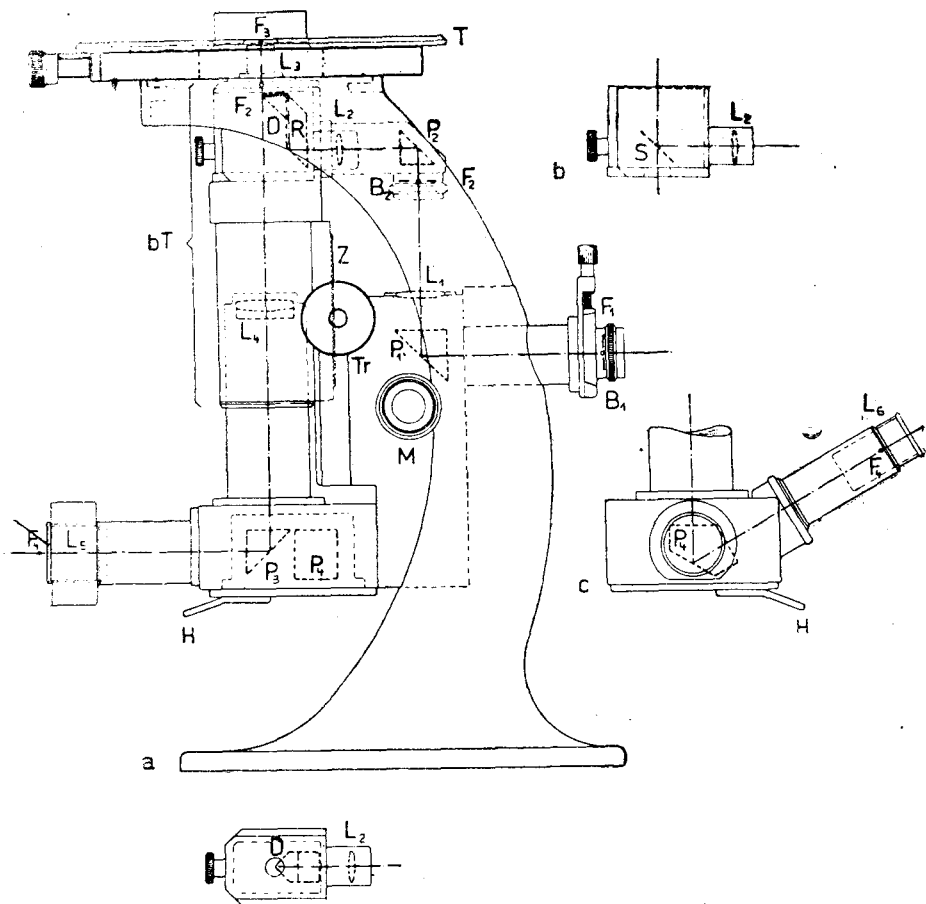
Микроскоп Лешателье-Цейсса

Цейссовская конструкция штатива Лешателье представлена на фиг. 266 и 267. В этом микроскопе для получения грубой и тонкой наводки предметный столик уже не двигают, — он укреплен неподвижно. Имеются только приспособления для передвижения предметного столика вправо и влево, а также для вращения его вокруг оптической оси микроскопа (как и в других инструментах подобного типа).



Фиг. 266. Штатив микроскопа Лешателье-Цейсса.

Подобное устройство имеет то преимущество, что на предметный столик можно помещать и тяжелые объекты без боязни повредить механизм грубой и тонкой наводки. Этот механизм передвигает только незначительную, приблизительно, одинаковую массу — часть оптической системы, обозначенную bT на фиг. 267.



Фиг. 267. То же, что на фиг. 266. Вид сбоку.

Окулярный конец тубуса, который для удобства исследования должен быть наклонным, укреплен неподвижно, и оба приспособления для наводки передвигают только ту часть тубуса bT , в которой помещены объектив и вертикальный иллюминатор. Между объективом и окуляром установлена ахроматическая линза с фокусным расстоянием в 25 см — объектив телескопного типа L_4 — таким образом, что ее задний фокус F_4 (фиг. 267, a и c) совпадает с передним фокусом окуляра. Оба они вместе образуют астрономический телескоп. Этот телескоп дает четкое изображение объекта, если последний находится

в переднем фокусе F_3 объектива микроскопа, причем получается мнимое изображение в бесконечности. При этих условиях расстояние между объективом микроскопа и объективом телескопа, если только оно не выходит из определенных границ, не оказывает никакого влияния ни на увеличение, ни на четкость, ни на качество изображения. Само собой разумеется, что объективы, употребляемые для подобных целей, должны быть особенно тщательно коррегированы. Для обычных микроскопов с длиной тубуса в 160 мм они непригодны. Однако, при помощи коррекционной линзы можно приспособить эти объективы и к обыкновенным микроскопам.

Окуляры L_6 те же, что и в обычном микроскопе с длиной тубуса 160 мм, только два самых слабых номера — $3 \times$ и $5 \times$ — устроены несколько иначе.

Кроме окулярного тубуса (фиг. 267, *c*), направленного для удобства работы косо вверх, имеется еще второй горизонтальный тубус (фиг. 267, *a*), направляющий изображение в горизонтально расположенную фотокамеру. Он приспособлен, главным образом для окуляра «Normal» (L_5) (Zeitschr. f. wiss. Mikroskopie 39, 1922). Но можно также пользоваться обыкновенными или проекционными окулярами. По мере надобности, лучи могут направляться или в косою тубус для наблюдения — через призму P_4 , или в горизонтальный — для фотографии — через призму P_3 . Необходимо только поворачивать рычаг H до отказа вправо (наблюдение) или влево (фотографирование).

□ Вертикальный иллюминатор укреплен непосредственно под объективом. Для сильных систем, особенно там, где в первую очередь должна быть использована апертура, предусмотрен вертикальный иллюминатор Бека с плоским стеклом S (фиг. 267, *b*). То обстоятельство, что плоское стекло введено в часть пространства, занимаемого изображением, где отраженный пучок телецентричен, представляет в оптическом отношении большие преимущества.

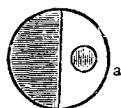
Оправа плоского стекла заключает в себе одновременно линзу L_2 , один из фокусов которой F_2 приходится на заднюю линзу объектива микроскопа. Во втором фокусе F_2 находится ирис-диафрагма B_2 , под призмой с полным внутренним отражением P_2 . Линза дает мнимое изображение ирис-диафрагмы в бесконечности, а объектив микроскопа, в свою очередь, отражает это изображение к месту своего переднего фокуса F_3 , т. е. в установочной плоскости объектива. При помощи этой диафрагмы можно регулировать величину освещенного поля зрения, поэтому она и называется диафрагмой для регулировки освещения поля зрения.

При грубых и точных установках объективной части тубуса вертикальный иллюминатор передвигается, как было указано выше.

Под диафрагмой, регулирующей величину освещенного поля зрения, находится еще одна линза L_1 , под которой находится прямоугольная призма P_1 , а на конце горизонтальной трубки вторая ирис-диафрагма B_1 . Ее плоскость проходит через фокус этой линзы F_1 . Поэтому изображение диафрагмы отражается ближайшей к ней линзой в бесконечности. Посредством линзы, находящейся

В трубке вертикального иллюминатора, это изображение отображается в отверстие объектива микроскопа, причем совершенно безразлично, на каком расстоянии друг от друга находятся обе линзы, т. е. каким образом установлена объективная часть тубуса. Диафрагма B_1 ограничивает апертуру освещающего конического пучка световых лучей, следовательно, она так же, как и диафрагма осветителя Аббе, является апертурной диафрагмой. Она помещается на салазках, что позволяет устанавливать ее эксцентрично для получения косо освещенности. Кроме того, салазки можно вращать, так что, по крайней мере в иллюминаторе Бека, можно получить косое освещение из всех азимутов.

Преимущества этого вертикального иллюминатора унаследованы, как известно, тем, что катадиоптрические изображения апертурной диафрагмы, а также диафрагмы, регулирующие величину освещенного поля зрения, которые получают на поверхности линз объектива, затуманивают диоптрическое изображение объекта. Этот недостаток устранен, по крайней мере, частично в другой конструкции вертикального иллюминатора, а именно в конструкции Наше (Nacht). Особенность этой конструкции заключается в том, что непрозрачная поверхность с полным зеркальным отражением перекрывает часть объектива, и через него направляет световые лучи на исследуемый предмет. Вообще же, как правило, пользуются призмой с полным внутренним отражением, которая закрывает половину отверстия объектива, оставляя свободной только часть, заштрихованную горизонтально (фиг. 268,а). Вследствие этого апертура системы уменьшается приблизительно наполовину по азимуту перпендикулярно к краю призмы и, соответственно этому, разрешающая способность, кроме части, заштрихованной перпендикулярно к ребру, также уменьшается наполовину. Закрытая призмой половина объектива в общем не полностью принимает участие в освещении, — остаются неиспользованными части, оставленные на фиг. 268 белыми. Их можно значительно уменьшить, если вместо простой призмы взять призму, которая закрывает только один сектор отверстия объектива (фиг. 268,б).



Фиг. 268.
Иллюминаторы с призмой.

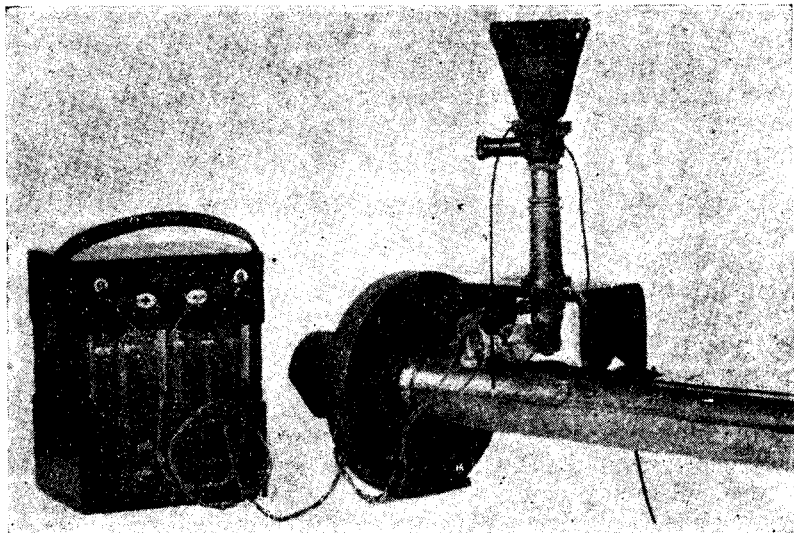
К этой призме D добавляется еще ромбическая призма R для того, чтобы горизонтальные части оптической оси в ней и в предыдущем вертикальном иллюминаторе находились на одинаковом расстоянии от объектива (фиг. 267,а). Иллюминатор с призмой, закрывающей только сектор отверстия, устанавливают вместе с соответствующей линзой L_2 в трубке таких же размеров, как для иллюминатора Бека.

Поэтому оба эти иллюминатора можно заменять друг другом, не вынимая объектива.

Само собой разумеется что при употреблении иллюминатора с призмой, закрывающей сектор, апертурная диафрагма по азимуту — кверху — должна быть поставлена несколько эксцентрично, в противном случае изображение диафрагмы не будет правильно падать на призму.

Объективы снабжены гладкой цилиндрической частью диаметром в 20 мм, при помощи которой они весьма просто вставляются в подвижную объективную часть тубуса выше вертикального иллюминатора.

Весь тубус установлен на тяжелой, массивной кранообразной подставке, которая книзу переходит в широкую ножку, а сверху поддерживает предметный столик *T*. Столик вращается, и, кроме того, перемещается в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Размах крестообразного движения равен приблизительно 19 мм. Для того, чтобы легко вновь найти уже раз установленное положение, на шлифе имеется следующее приспособление:



Фиг. 269. Производственный микроскоп.

Две линейки могут быть пригнаны посредством винтов и штифтов таким образом, чтобы перемещение их в радиальном направлении можно было измерять. При помощи нониуса передвижение можно измерять с точностью до 0,1 мм. Одна линейка имеет острие, другая — закругленный конец. Теперь, если на краю объекта напильником или, лучше, пилкой сделать желобок, направленный перпендикулярно к опорной поверхности, и положить объект таким образом, чтобы острие первой линейки вошло в этот желобок, а какое-либо другое место объекта касалось закругленного конца другой линейки, то положение объекта на столике вполне определится. Если желательно вновь рассмотреть объект в том же самом положении, то достаточно установить обе линейки на ту же самую длину, какую они имели в предыдущем опыте. Если затем установить крестообразные салазки точно так же, как в предыдущем опыте, то в поле зрения микроскопа вновь появится искомое место.

Производственный микроскоп

Для описанных конструкций микроскопов нужна неподвижная установка в специальном помещении, вследствие чего ими неудобно пользоваться при исследовании крупных объектов. Случается, что нужно исследовать большой предмет, поковку и т. п., не разрезая его. В этом случае желательнее иметь портативный микроскоп, чтобы произвести исследование в цеху.

Подобный вполне надежный прибор представлен на фиг. 269. Тубус микроскопа входит при помощи скользящей втулки в тяжелый U-образный штатив, укрепляемый винтовой струбиной на исследуемом предмете. Освещение дает лампочка, питаемая аккумулятором или карманной батареей, которая с помощью зажима из латунной ленты, устанавливается перед вертикальным иллюминатором. Если на тубус микроскопа надеть легкую фотокамеру, то такой прибор будет пригоден и для микрофотографии¹. Специальные приборы для этой цели изготовляются фирмами Лейтц и Цейсе².

д) Техника фотографирования

Нижеописанные приемы приводятся как примеры, следуя которым можно добиться очень хороших результатов. В общем, они соответствуют методу, принятому в металлургическом Институте Высшей Технической Школы в Аахене. Разумеется, и другими способами можно при достаточном навыке получить хорошие результаты.

Выбор фотографических пластинок. Если нужно произвести съемку при малых увеличениях (менее чем в 100 раз) при сравнительно сильном освещении объекта, то можно применить любую хорошую пластинку. Рекомендуется употреблять малочувствительные сорта, если источник света очень интенсивен, в особенности при электрической дуговой лампе. При более сильных увеличениях следует, как уже упоминалось выше, выбирать, по возможности, монохроматический свет. В этих случаях пригодны ортохроматические пластинки, так как они в высшей степени чувствительны и к цветному свету.

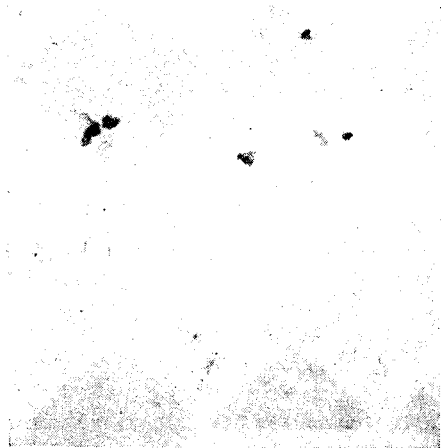
Если препараты светлы и содержат только небольшое количество темных элементов (например, полированные образцы железа с небольшим числом включений), то они очень часто дают вялые изображения вследствие явлений соляризации. Это вызывается тем, что свет, после прохождения через светочувствительный слой, отражается стеклянной пластинкой и освещает те места, которые, собственно говоря, должны были бы остаться неосвещенными. В таких случаях контрастные светлые снимки можно получить, применяя специальные пластинки. Эти пластинки не дают явлений соляризации, вследствие того, что светочувствительный слой их не накладывается непосредственно на

¹ «Mikro-Aufsatzkamera» фирмы Лейтц, Ветцлар.

² Шухардт и Шютте, Акц. о-во, Берлин С 2.

стекло, а отделяется от него окрашенным в красный цвет слоем. Свет, отражающийся от такой стеклянной пластинки, будет содержать только неактивные красные лучи. При проявлении красная краска растворяется.

Съемка. Так как сила освещения объекта зависит от различных факторов и часто меняется даже при одном и том же источнике света, то полезно произвести предварительное испытание для определения продолжительности освещения (экспозицию). Для этой цели весьма подходит так называемая передвижная кассета, устроенная таким образом, что позволяет передвигать фотографическую пластинку позади узкой щели, — в целях получения серии узких снимков одной и той же части объекта при различной продолжительности освещения.



Фиг. 270. Сталь с включениями. Неправильный снимок. Нижнее пятно относится за счет загрязнения окуляра.



Фиг. 271. Неправильное травление. Образование вуали.

После этого пластинка проявляется в течение 10 минут, а затем фиксируется. В зависимости от качества отдельных изображений выбирают продолжительность освещения для съемки. Нужно еще указать на то, что на объективе и окуляре не должно быть пыли, так как именно в результате загрязнения окуляра получаются дефекты изображения, могущие иногда симулировать включения и т. п. (фиг. 270). Чистоту окуляра можно проверить вращением его вокруг оптической оси. Пятна, соответствующие загрязнениям, будут при этом вращаться. Движением остальных частей оптической системы, в особенности светового фильтра, проверяют присутствие загрязнений на изображении.

Начинающий легко может приписать такие дефекты особенностям структуры и фотографировать то, что является, например, результатом ошибок при травлении.

На фиг. 271 представлен, как пример неправильного травления, снимок вуали, которая образовалась при сушке протравленного шлифа по краям трещины.

Получение негатива. После освещения пластинки необходимо проявить невидимое еще, скрытое изображение. Проявление состоит в том, что пластинка подвергается действию определенного химического вещества, которое извлекает бром из бромистого серебра, находящегося на пластинке, и осаждает металлическое серебро. Так как эта реакция сначала и энергичнее всего происходит в освещенных местах пластинки, эти места оказываются наиболее потемневшими, в то время как неосвещенное бромистое серебро остается белым.

При оборудовании темной камеры рекомендуется не применять, как это обычно делают, темной окраски. Гораздо лучше, по Пивоварскому и Линке (Pivowarsky и Linke), выбирать белую окраску и освещать камеру пропущенным через красный фильтр светом.

Проявитель состоит обычно из смеси восстановителя и щелочи.

Для микрофотографических целей превосходные результаты дает следующая метол-адуроловая смесь:

вода	1000 см ³ ,
метол	10 г,
адурол	50 г,
сульфит натрия, кристаллический	300 г,
поташ (K ₂ CO ₃)	250 г,
бромистый калий	1—2 г.

Метол и адурол растворяются раньше сульфита. Для употребления берут на 1 часть раствора 10—15 частей дистиллированной воды. Температура ванны не должна превышать 18—19° С. Относительно употребления других проявителей, как, например, гидрохинона, глицина, пирогаллола и тому подобных, можно узнать в соответствующих фотосправочниках.

По ходу проявления можно убедиться, правильно ли была выбрана экспозиция. Те места, где действие света было наиболее сильным, проявляются в первую очередь. Одновременно с таким поверхностным воздействием проявитель проникает в глубину слоя, где начинается глубокое проявление. Если поверхностное и глубокое проявление протекают одновременно, то получают типичную картину нормального проявления. Такая картина получается всегда при правильной экспозиции пластинок. Незначительные дефекты освещения можно исправить во многих случаях соответствующим изменением проявителя. Если пластинка освещалась слишком долго (передержка), то изображение появляется слишком быстро и проявитель не имеет времени проникнуть в глубину, чтобы сделать достаточно черными места максимального освещения. В таких случаях рекомендуется разбавить немного проявитель и добавить несколько капель раствора бромистого калия следующей концентрации:

бромистый калий, кристаллический	10 г,
дистиллированная вода	100 см ³

Тот же результат получают добавлением определенного количества отработанного проявителя.

¹ Или 150 г безводного.

Если пластинка освещалась недостаточно долго (недодержана), то следует добавить немного раствора поташа следующей концентрации:

карбонат калия, кристаллический (поташ)	10 г,
дистиллированная вода	100 см ³ .

Чтобы проследить ход проявления, пластинку помещают от времени до времени на секунду против красного света лампы, наблюдая степень прозрачности освещенных мест. В общем, продолжительность проявления не должна превышать 10 минут.

После проявления неосвещенные места пластинки, которые, следовательно, еще содержат невосстановленное бромистое серебро, должны быть от него освобождены — это достигается фиксированием. Фиксаж состоит из раствора тиосульфата натрия (иные его названия: гипосульфит натрия, фиксаж, соль для фиксирования, серноватистокислый натрий).

Для фиксирования пластинок хорошие результаты дает применение следующего кислого фиксажа:

дистиллированная вода	1000 см ³ ;
сернистокислый натрий, кристаллический	50 г;
сначала растворить, затем добавить	
лимонной кислоты	15 г;
после ее растворения добавить еще	
серноватистокислового натра (гипосульфита)	200 г.

Хорошо промытые после проявления пластинки остаются в фиксаже до тех пор, пока не исчезнут молочно-белые места на оборотной стороне. Затем в течение часа они промываются в проточной воде и высушиваются на воздухе.

Закрепление негатива. Несмотря на то, что слой желатины у хороших пластинок должен и по краям плотно прилипнуть к стеклу, случается часто, в особенности при употреблении слишком теплых ванн, что желатина кое-где растворяется и отстает по краям. Чтобы предохранить изображение от повреждения, уже промытую пластинку вносят на 10 минут в насыщенный раствор щелочи в дистиллированной воде. После этого пластинка снова должна промываться 10 минут проточной водой.

Усиление негатива. Дополнительных изменений негатива предпринимать не рекомендуется; лучше сделать новый снимок. Все же иногда бывает необходимо усилить пластинку, которая вследствие кратковременности освещения или проявления не имеет достаточной яркости, т. е. те освещенные места, на которых серебро осело в недостаточном количестве, необходимо еще раз покрыть металлическим слоем. Для этого совершенно промытую пластинку погружают в ванну следующего состава:

дистиллированная вода	100 см ³ ,
хлорная ртуть (сулема)	2 г,
бромистый калий	2 г.

Пластинка остается в этом растворе до тех пор, пока изображение на ней и оборотная сторона не побелеют вследствие осаждения

хлористой ртути. После продолжительного промывания проточной водой пластинка переносится в аммиачный раствор следующей концентрации:

аммиак (удельный вес 0,91) 10 см³,
дистиллированная вода 100 см³,

в котором пластинка быстро чернеет.

Более мягкие негативы можно получить обработкой раствором 10 г кристаллического сульфита натрия в 100 см³ дистиллированной воды.

Когда изображение делается совершенно черным, вследствие образования комплексных ртутных солей и свободной ртути, то пластинку вынимают из раствора и промывают струей проточной воды в продолжение 2-3 часов.

Ослабление негатива. Если после фиксирования в результате слишком долгой экспозиции или передержки в проявителе, образуется равномерная туманность (вуаль), то часть серебряного слоя удаляют, обрабатывая пластинку таким раствором:

раствор I	{дистиллированная вода	100 см ³
	{гипосульфит натрия	10 г
раствор II	{красная кровяная соль	1 г,
	{дистиллированная вода	10 см ³ .

5—10 см³ раствора II добавляют к 100 см³ раствора I и этой смесью обрабатывают пластинку до получения требуемого изображения. Часто бывает, что отдельные места изображения, вследствие слишком интенсивного внутреннего проявления, становятся совершенно непрозрачными, тогда как переходы покрываются правильно. В таких случаях рекомендуется воспользоваться персульфатным ослабителем следующей концентрации:

вода 100 см³.
персульфат аммония 2 г.

Во всех случаях после ослабления пластинку необходимо основательно промыть.

Получение позитива. Для этой цели чрезвычайно важно выбрать подходящую бумагу. Что касается бумаги, не требующей проявления (дневной), то последняя имеет то преимущество, что дает возможность проследить ход копирования.

Эти сорта бумаги почти не применяются в металлографической технике. О способах печатания на ней подробно указано в фотографических справочниках.

Проявляемая бумага. Если нужно быстро приготовить устойчивый позитив, то применяют бромо-серебряную бумагу, требующую проявления. Для микрофотографических целей в особенности подходит глянцева бумага. В настоящее время бромо-серебряная бумага изготовляется различной степени интенсивности печатания, так что и вялые и резкие негативы могут дать удовлетворительные отпечатки.

Бумага, заложённая в рамку для печатания в темной комнате, освещается обычной лампой накаливания или каким-нибудь другим

источником света, находящимся позади матового стекла, в течение нескольких секунд, и затем проявляется в обычной ванне.

После промывания водой изображение фиксируется в течение 15 минут в следующем фиксаже:

гипосульфит натрия 200 г,
дистиллированная вода 1000 см³.

Затем оно промывается водой в продолжение 2 часов. После промывания его переносят для закрепления в ванну следующего состава:

калийные квасцы 6 г,
дистиллированная вода 100 см³.

После дополнительного промывания в течение четверти часа пластинки вынимаются для сушки. Изображения получают блеск путем прижатия влажного отпечатка к зеркальной или эмалевой пластинке.

Перед прижатием влажного изображения к стеклянной пластинке, его необходимо хорошо промыть водой, содержащей аммиак, затем высушить и протереть церотином или тальком.

Цветная фотография

Съемки цветных препаратов производят по методу Мите (Miethe) или Люмьера (Lumière). Оба основаны на том, что все цвета, включая белый, получаются смешением красного, зеленого и синего цветов.

По первому методу необходимо произвести три съемки с тремя цветными фильтрами, по второму — достаточно одной. Так как последний способ уже нашел себе применение в металлографии, мы разберем его более подробно.

В настоящее время в Германии, вместо автохроматических пластинок Люмьер, применяются преимущественно цветные пластинки Агфа (Agfa), работа с которыми будет описана ниже. Оба сорта пластинок по существу изготавливаются по одному и тому же методу. При пользовании пластинками Люмьера необходимо рекомендовать точное соблюдение несколько отличающихся от общепринятых правил, предписываемых фирмой, так как в противном случае съемка может оказаться неудачной.

Относительно получения цветных изображений на цветных пластинках (автохроматических) можно сказать следующее. На пластинке из тонкого однородного стекла находится слой зерен крахмала, которые окрашены в красный, зеленый и синий цвет. Отдельные зернышки очень мелки и распределены на пластинке таким образом, что они не покрывают друг друга и вместе дают впечатление белого цвета. Промежутки между отдельными зернами заполнены черной массой. Слой крахмала покрыт светочувствительной бромосеребряной эмульсией, которая, благодаря добавлению соответствующих красок, делается чувствительной в отношении красного света.

Если со стороны непокрытой стеклянной поверхности на какое-либо место пластинки будет падать белый свет, содержащий в себе все цвета, то он пройдет через красные, синие и зеленые зерна

крахмала и попадет на светочувствительный слой, который благодаря этому приобретает свойство чернеть при последующем проявлении.

Если же на пластинку будет падать фиолетовый свет, который содержит красные и синие лучи, но не содержит зеленых, то в этом случае осветятся только места бром-серебряной эмульсии, соответствующие красным и синим зернам, но не зеленым. Пучек лучей синего цвета пропускается только синими зернышками, следовательно при освещении синим светом изменения претерпят только те части бромистого серебра, которые покрывают синие зернышки.

После освещения приступают к первому проявлению, в результате которого освещенные частицы бромистого серебра восстанавливаются до серебра, тогда как неосвещенные частицы остаются неразложившимися и светочувствительными.

При последующей операции металлическое серебро растворяется специальным растворителем, открывая, таким образом, лежащие под ним зерна крахмала, тогда как непочерневшее при предыдущей операции бромистое серебро остается неизменным. Данная фаза получения изображения уже дает возможность различить будущие цвета. Если пластинку после этой операции рассматривать против белого света, то места пластинки, предварительно освещавшиеся белым светом, кажутся белыми, так как в этих местах выступили наружу красные, зеленые и синие зерна крахмала. На тех же местах пластинки, которые были освещены фиолетовым светом, зеленые зерна крахмала остались закрытыми, так что только синие и красные зерна пропускают свет, лучи которого смешиваются и дают фиолетовый цвет.

Части пластинки, на которые падал синий свет, кажутся синими, так как здесь освобождаются только синие зерна крахмала, зеленые же и красные остаются закрытыми. Следовательно, при наблюдении в белом свете появляются вновь те же самые цвета, которыми производилось освещение. Так как бромистое серебро, оставшееся на различных зернах, несколько прозрачно, цвета не имеют еще требуемого блеска. Последний достигается вторым, производящимся при белом свете проявлением, в результате которого все еще оставшееся неизменным бромистое серебро чернеет. При этом снова осаждается серебро, которое покрывает непрозрачным серебряным слоем все лежащие под ним зерна.

Этот способ требует большей тщательности, чем обыкновенная негативная съемка, но зато дает, при точном выполнении всех правил, указываемых фирмами, блестящие результаты. Единственное препятствие, являющееся помехой его широкому распространению, заключается в том, что эти снимки можно наблюдать или проектировать только в проходящем свете. Изготовление цветных оттисков находится в первоначальной стадии своего развития и удастся лишь очень опытным фотографам.

Как уже было отмечено, освещение цветных пластинок отличается от освещения обыкновенных тем, что оно производится со стороны стекла, почему пластинка и должна быть вложена в кассету крахмальным слоем внутрь. Чтобы сохранить слой и, в особенности, чтобы

избежать царапин от пружины, в кассету вкладывают сначала кусок черного картона. Зарядка должна происходить в полной темноте, так как пластинка чувствительна и для красных лучей.

При съемках особенно большое значение приобретает включение на пути лучей определенного светового фильтра. Чувствительность цветных пластинок к синему свету немного больше, чем к другим цветам, вследствие чего некоторая часть голубых лучей поглощается [Геренс (2)]. Для выбора требуемого в каждом данном случае фильтра решающее значение имеет характер применяемого источника света, так как не всякий свет содержит цвета в одинаковом соотношении. При освещении обыкновенной электрической лампой накаливания для цветных пластинок «Агфа» не требуется фильтра. Нитролампы, горящие с перенапряжением, и точечные лампы требуют ослабления, вследствие более сильного излучения синих лучей (Агфа-фильтр для цветных пластинок № 30). В отношении угольных дуговых ламп нет точных указаний, так как яркость и спектральный состав света дуги колеблется в зависимости от нагрузки лампы и рода применяемых углей. Для однородных углей можно применять Агфа-фильтр для цветных пластинок № 31. В каждом отдельном случае при заказе фильтра нужно точно указать источник света. Применение обыкновенных желтых стекол, как и автохроматических фильтров Люмьера, для цветных пластинок Агфа невозможно; равным образом и Агфа-фильтры не годятся для автохроматических пластинок Люмьер.

При фокусировании нужно обратить внимание на то, чтобы слой цветной пластинки был удален от объектива на толщину стекла по сравнению с обыкновенной съемкой. Установка будет достаточно точной, если матовое стекло повернуть обратной стороной. Для получения безукоризненных цветных снимков рекомендуется применять апохроматы в соединении с компенсационными окулярами.

Продолжительность экспозиции устанавливается лучше всего при помощи подвижной кассеты. Она имеет особое значение при цветных снимках для чистоты дальнейших изображений.

Первое проявление (проявление негатива) должно происходить в полной темноте или при специальном синевато-зеленом освещении (защитный фильтр темной камеры Агфа № 103), так как цветные пластинки чувствительны к красному, но нечувствительны к зеленому цвету. Для проявления применяют смесь 3 частей воды с одной частью раствора А (см. ниже). Для каждого проявления негатива должен быть приготовлен свежий разведенный раствор, а именно 60 см³ для одной пластинки 9 × 12 см. При правильном освещении проявление заканчивается в три минуты. Пластика промывается проточной водой, проявитель может быть сохранен для проявления позитива (почернения). Для растворения выделившегося при первом проявлении серебра пластинку помещают в ванну из одной части раствора В и 10 частей воды. Здесь пластинка подвергается еще в течение одной минуты действию яркого искусственного или дневного света. После полного удаления черного серебра и краткой промывки производится второе проявление. При этом остатки серебра, подвергавшиеся

действию света еще во второй ванне, совершенно чернеют (проявление позитива). Для этой цели пластинку при ярком свете погружают в раствор, уже применявшийся для проявления негатива, в котором она остается впродолжение трех минут. Проявитель после этого к употреблению уже непригоден. В заключение пластинка в течение двух минут промывается в проточной воде и затем как можно быстрее, лучше всего с помощью вентилятора, высушивается. Только для слишком густо покрытых пластинок рекомендуется до промывки водой кратковременное фиксирование в кислом фиксаже. Что же касается проявления автохроматических пластинок Люмьер, а также усиления и ослабления, то об этом подробнее можно узнать в соответствующих руководствах к пользованию ими.

Для защиты весьма чувствительного слоя пластинки покрываются лаком С и защищаются, как диапозитивы, покровным стеклом.

Требуемые растворы

А. Проявитель. В 900 см³ воды при температуре 30 — 35° С растворено:

- 13 г «Метола» Агфа,
- 200 г сульфита натрия (кристаллического),
- 5,5 г бромистого калия.

После растворения и охлаждения до комнатной температуры прибавляют сначала 30 см³ аммиачного раствора (удельный вес 0,91), затем 4 г гидрохинона Агфа, растворенного в 100 см³ холодной воды. Для проявления каждой пластинки 9 × 12 см 15 см³ запасного раствора смешивается перед употреблением с 45 см³ воды.

В. Обращающая ванна. В 1000 см³ воды растворяют 50 г двухромокислого калия и 100 см³ концентрированной серной кислоты. Перед употреблением этот раствор смешивается с трехкратным количеством воды. Ванна годна для употребления до помутнения или сильного окрашивания.

С. Защитный лак.

Бензол или четыреххлористый углерод	100 см ³
даммар (смола)	3 г.

Температура ванн не должна превышать 18° С.

III. МЕТАЛЛОГРАФИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СОРТОВ ЖЕЛЕЗА

Номенклатура технического железа

Основной частью технических сортов железа являются железоуглеродистые сплавы, которые содержат, однако, обязательно некоторые количества кремния, марганца, фосфора и серы, частью в виде полезных присадок, частью как вредные примеси.

Технические сорта железа разделяются на две группы:
ковкое железо (сталь),
чугун.

Это разделение основано на том факте, что железо до определенного содержания углерода является ковким, т. е. может при высокой температуре в твердом состоянии претерпевать значительные пластические изменения формы при механической обработке давлением, тогда как сплавы, более богатые углеродом, при такой обработке разрушаются.

Нельзя провести резкой границы между ковкими и нековкими сортами железа на основе только ковкости как таковой, ибо в зависимости от способа ведения процессаковки и формы углерода — карбидной или графитной — граница ковкости будет находиться при более высоком или при более низком содержании углерода. Так как потеря ковкости обуславливается присутствием нековкого ледебурита или графита, в особенности же графитовой эвтектики, то можно считать, что эта граница лежит при 1,7% углерода (точка *E* диаграммы фиг. 71 стр. 92). Если, помимо углерода, имеются другие элементы, то граница между ковким железом и чугуном может передвинуться (ледебуритная сталь).

Номенклатура ковкого железа достаточно сложна, так как она зависит и от свойств, и от способов изготовления металла, и от структуры.

Номенклатура (классификация) по способу изготовления

Способ изготовления используется при обозначении сорта стали так, что перед словом «железо» или «сталь» указывается название процесса, например, мартеновская сталь, электросталь, тигельная сталь, цементная сталь.

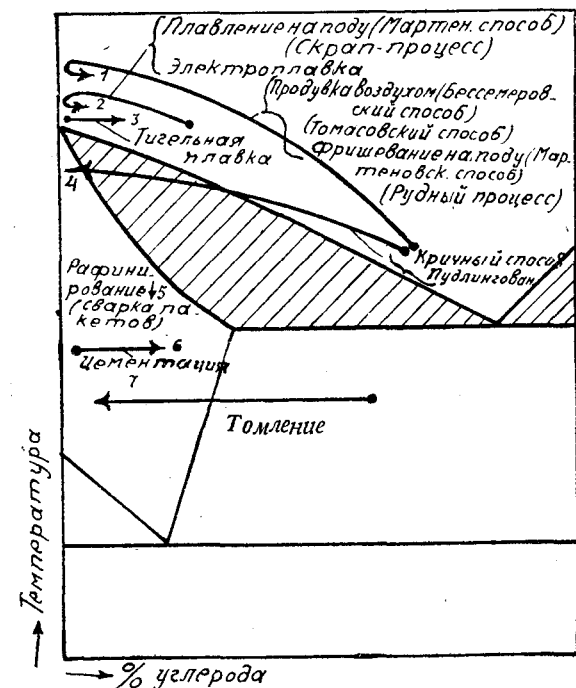
Подавляющее количество ковкого железа изготавливается в настоящее время таким образом, что сначала получают из руды чугун,

который содержит, кроме углерода, некоторые количества кремния, серы, фосфора и марганца, а затем удаляют эти примеси путем фришевания (окисления). Температура процесса фришевания выбирается настолько высокой, что готовый металл получается из печи в жидком состоянии.

В некоторых устаревших процессах, например, при кричном переделе и при пудлинговании, температура во время фришевания

остается в пределах треугольника АЕС (фиг. 71). В этом случае железо вынимается из печи в тестообразном состоянии в виде неправильной формы глыб, так называемых криц, и сваривается под действием ковки или прокатки в плотный продукт, называемый сварочным железом или сварочной сталью.

Само собой понятно, что полного удаления таких примесей, как кремний, марганец, фосфор, сера, кислород, азот при всех вышеупомянутых процессах произвести нельзя. В то время как в сортах железа, получаемых в жидком состоянии, то или иное количество элементов сплава, в особенности С, может изменяться путем соответствующих приса-



Фиг. 272. Схематическое изображение способов получения ковкого железа.

док во время самого процесса изготовления, — в сварочном процессе это невозможно.

Содержание углерода в ковком железе может быть и в твердом состоянии доведено до желаемого уровня, во-первых, путем введения углерода в малоуглеродистое железо (цементация — цементная сталь), во-вторых, путем окисления имеющегося в большом количестве углерода (томление — томленный, ковкий чугун) и, в-третьих, сваркой нескольких сортов железа или стали с различным содержанием углерода [сваривать (пакеты) «рафинировать» — многослойная сталь, «рафинированная» сталь]¹.

¹ В данном случае автором использованы термины, для которых нам не удалось подобрать достаточно компактного и точного перевода. Сваривание пакетов

На фиг. 272 сделана попытка схематически представить методы получения ковкого железа. Точки изображают температуру и состав исходного материала, стрелки эти же данные для готовой продукции. Из положения кривых ясно, что процессы 1, 2, 3 проходят в жидком состоянии, 5, 6, 7 — в твердом; процесс, изображенный под номером 4, пересекает в определенный момент участок затвердевания.

В последнее время, в результате многоскратных опытов, удалось получить ковкое железо непосредственно из руды, без расплавления, путем непрямого восстановления—в виде пронизанного O_2 полуфабриката — губчатого железа; кроме того, найден путь получения технического железа из порошкообразного карбонила железа, аналогично никель-карбонилловому процессу. Карбонил железа можно превратить спеканием и ковкой или прессованием в технический полуфабрикат.

Номенклатура (классификация) по свойствам

Свойства железа в значительной степени изменяются в зависимости от содержания углерода. Прочность и твердость повышаются почти пропорционально содержанию углерода. Сильнее же всего влияет углерод на способность принимать закалку. Под этим у железоуглеродистых сплавов понимают способность после быстрого охлаждения от температуры, лежащей выше точки превращения, давать значительное повышение твердости. Последнее обуславливается тем, что при закалке, превращение

твердый раствор (аустенит) → феррит + цементит, целиком или частично подавляется, так что значительная часть сплава получается состоящей из мартенсита (см. диаграмму железо-углерод на стр. 92). Медленно охлажденный и, следовательно, состоящий из феррита + перлит, сплав с 0,45% углерода, имеет, допустим, твердость, равную ~ 120 по Бринеллю. После закалки при 900° твердость повышается до 500 по Бринеллю. Эвтектоидный сплав с 0,9% С, состоящий из перлита, имеет твердость ~ 160, в закаленном состоянии (мартенсит) его твердость становится выше 650.

Ковкие сорта железа, твердость которых под действием закалки значительно увеличивается, называют сталью, в противоположность сплавам, увеличение твердости которых незначительно и которые называются ковким железом. Граница между сталью и ковким железом точно не установлена, так как с возрастанием содержания углерода способность к закалке постепенно увеличивается — поэтому граница может быть указана только приблизительно.

из прутков стали различного состава в одно целое обозначено у автора немецкими терминами «Gärben» или «Raffinieren», — а продукты этого процесса — «Gärbstahl» или «Raffinierstahl» (см. фиг. 272). Под последними терминами следует понимать многослойную сталь, полученную указанным выше путем (устаревший метод производства). Перевести «Raffinierstahl» — рафинированная сталь — мы не считаем правильным, так как у нас этот термин имеет иное значение; поэтому помещаем его в кавычках. — *Ред.*

Нужно упомянуть еще и о том, что в английской и французской литературе выражение «steel»¹ и «acier»¹ применяются не только для обозначения легко принимающих закалку железоуглеродистых сплавов, но и для более мягких, труднее закаливаемых, получаемых в жидком состоянии. В настоящее время также и в Германии существует тенденция присоединиться к вышеприведенной номенклатуре и относить понятие «сталь» не только к легко закаливаемым сортам железа, но и, вообще, ко всякому полученному в литом состоянии ковкому металлу. Ниже термин «сталь» будет употребляться именно в этом смысле. Нужно указать на то, что сплавы железа, бедные углеродом, часто называются литым железом.²

Стали, дающие высокую твердость (начиная от 650 по Бриннелю и выше), употребляют на практике для изготовления инструментов, например, для обработки металлов, камня и дерева (инструментальная сталь).

Присадкой различных элементов можно еще сильнее изменить свойства сплавов железа. Получающиеся при этом характерные свойства находят выражение в следующих обозначениях: нержавеющая сталь, магнитная сталь, быстрорежущая сталь.

Номенклатура (классификация) по структуре

В результате присадки к стали различных элементов структурные составляющие мартенсит, аустенит и т. п., которые в чисто углеродистых сталях получаются только в более или менее неустойчивом состоянии путем термообработки, образуют систему, находящуюся в равновесии при комнатной температуре. Отсюда вытекает классификация сплавов железа (сталей) в зависимости от характера структуры: ферритовая, перлитовая, мартенситовая, аустенитовая и ледебуритная сталь.

А. СТАЛЬ

а) Литье

Железные сплавы, полученные в жидком состоянии, приобретают свою окончательную форму путем отливки в формы (стальное фасонное литье) или горячей, а также и холодной обработки (прокатка,ковка, волочение). Сталь, предназначенная для дальнейшей механической обработки, отливается в болванки различного размера и веса (от 50 кг до 250 т).

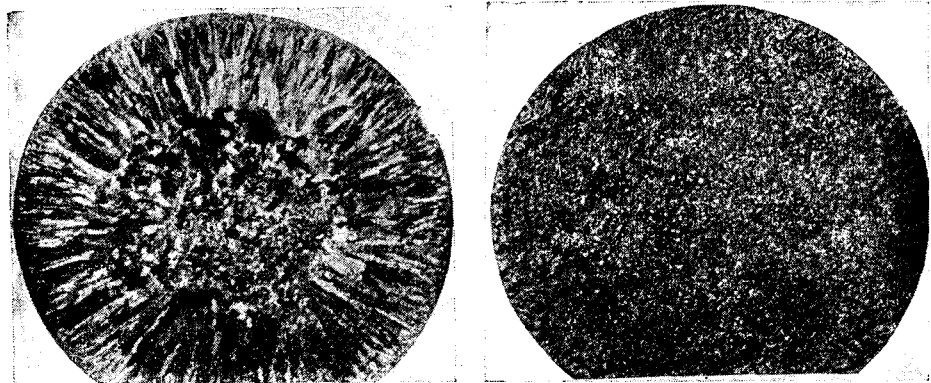
¹ По-русски — сталь. — *Ред.*

² В последнее время и у нас термин «железо» утрачивает свое значение и заменяется термином «мягкая сталь». Это вполне логично, так как найти границу между «железом» и «сталью» в сущности невозможно — даже самые малоуглеродистые сорта претерпевают после закалки значительное изменение своих механических свойств и структуры. — *Ред.*

При рассмотрении влияния различных металлургических процессов на структуру стали сначала будут описаны те структурные явления и дефекты, которые возникают в литье при затвердевании, затем изменения их во время горячей механической обработки, а также в процессе термообработки при высоких и низких температурах и холодной обработке.

1. Литая структура

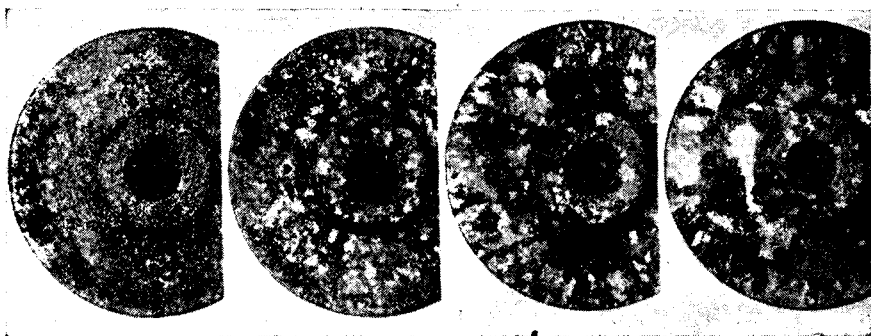
Как уже упоминалось на стр. 18, кристаллическое строение затвердевшей стали в значительной степени зависит от соотношения между линейной скоростью кристаллизации и количеством центров. На это соотношение существенно влияет, с одной стороны, скорость, с которой жидкий сплав охлаждается и проходит интервал затвердевания,



Влияние температуры разливки на скорость кристаллизации.
Фиг. 273. Отливка хромоникелевой стали, горячая. $\times 0,4$.
Фиг. 274. Отливка хромоникелевой стали, холодная. $\times 0,4$.

а, с другой стороны, образующиеся на поверхностях охлаждения ростки кристаллов. Интервал затвердевания будет пройден тем быстрее, чем ниже температура разливки стали, которая оказывает значительное влияние на строение литого металла. Более холодные стенки формы или кокиля оказывают всегда прививочное влияние на затвердевание жидкого сплава. В то время как при горячей разливке (фиг. 273) образуются длинноручистые кристаллы, идущие от стенок кокиля, более холодной разлитая сталь (фиг. 274) того же состава дает совершенно иную картину кристаллизации. У горячо разлитой стали влияние стенок формы гораздо сильнее, благодаря значительному перепаду температур между стенками и жидким сплавом. Вследствие высокой температуры, внутри жидкого сплава отсутствуют кристаллизационные зародыши. Естественно, что затвердевание жидкого сплава идет в виде лучей, направленных от периферии к центру. Образование подобного рода кристаллов, идущих перпендикулярно к стенкам

формы, называют транскристаллизацией¹. У отлитого в более холодном состоянии металла затвердевание начинается также у стенок кокиля, но почти одновременно и в центре достигается интервал затвердевания. Независимо от прививочного действия стенок формы, внутри отливки образуются кристаллизационные центры, которые приводят к беспорядочной ориентации кристаллов. Величина зоны транскристаллизации является не только прямой функцией температуры разливки, а находится в зависимости от самых разнообразных факторов, как то: толщина и температура стенок формы, материал формы, (отливка в песке, кокильная отливка и т. п.). Температура разливки также влияет на величину кристаллов отливки (фиг. 275).



1410°

Пр трава V2A

1460°

1510°

1550°

1/3 нат. вел.ич.

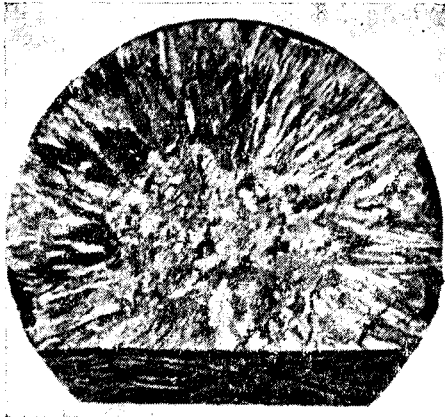
Фиг. 275. Влияние температуры разливки на величину зерна.

Встряхиванием жидкого сплава во время затвердевания также можно влиять, как на образование транскристаллической зоны, так и на величину кристаллов.

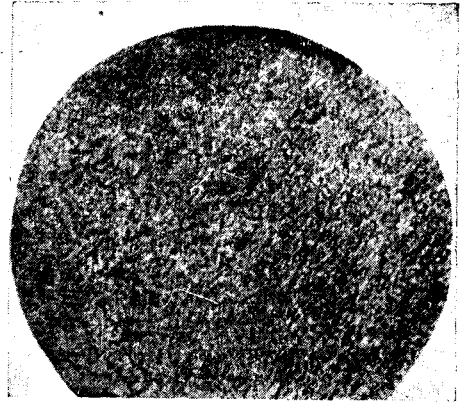
Влияние отдельных химических элементов на кристаллизацию ясно видно (фиг. 276 и 277) из снимков излома двух небольших отливок из хромоникелевой стали, отлитых при одинаковых условиях и одинаковой температуре. Посредством присадки алюминия получают исключительно длиннолучистую крупнокристаллическую структуру (фиг. 276), тогда как присадка титана (фиг. 277) дает конгломерат беспорядочно ориентированных некрупных кристаллов.

Из диаграммы железо-углерод следует, что технические железо-углеродистые сплавы затвердевают обычно таким образом, что жидкий сплав переходит непосредственно в аустенитовое состояние (γ -область). Определенные легирующие элементы (см. система железо-кремний, железо-хром) расширяют, однако, δ -область, сравнительно небольшую у чистых железо-углеродистых сплавов, и жидкость при

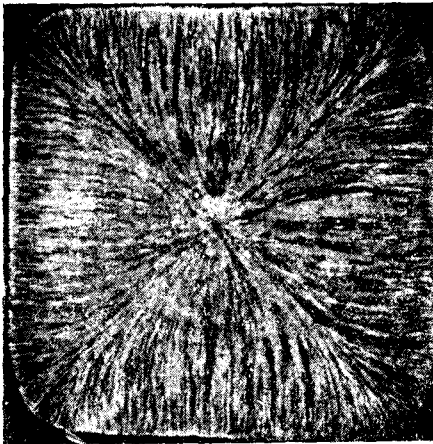
¹ Зону подобных кристаллов, вытянутых перпендикулярно к наружной поверхности, немцы называют зоной транскристаллизации. У нас более распространен термин «зона столбчатой кристаллизации» или «зона шестоватых кристаллов». — *Ред.*



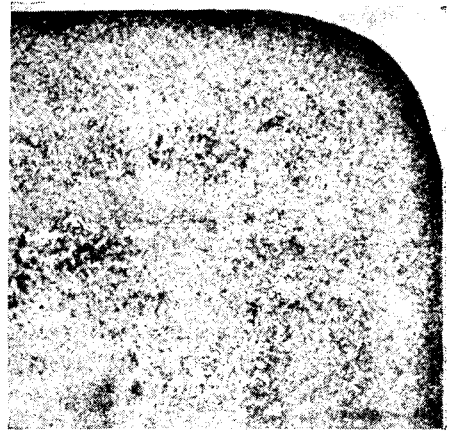
Фиг. 276. Хромоникелевая сталь,
успокоенная алюминием.



Фиг. 277. Хромоникелевая сталь,
успокоенная титаном.



Протрава V2A Около $\frac{1}{15}$ нат. вел.
Фиг. 278. Аустенитовая хромоникелевая сталь с сильно выраженной транс-
кристаллизацией.



Протрава V2A О оло $\frac{1}{4}$ нат. вел.
Фиг. 279. Ферритовая хромовая сталь.

затвердевании переходит в ферритовые кристаллы твердого раствора δ . Это существенно влияет на процесс кристаллизации. В то время как сплавы, дающие при затвердевании аустенит, обладают большой склонностью к транскристаллизации, ферритовые сплавы этой склонности почти не обнаруживают (фиг. 278 и 279). На фиг. 278 представлена аустенитовая хромоникелевая сталь, у которой зона транскристаллизации доходит до самого центра слитка. В противоположность этому, чисто ферритовая 30-процентная хромистая сталь (фиг. 279), а также четырехпроцентная кремнистая сталь, — обе затвердевающие в ферритовом состоянии, показывают весьма незначительную зону транскристаллизации и беспорядочное расположение кристаллов. При этом заметна разница во влиянии хрома и кремния в том отношении, что кремний приводит к образованию в отливке более крупных зерен, чем хром. Различие в поведении аустенитовых и ферритовых сплавов можно отнести за счет неодинакового интервала затвердевания и неодинаковой теплопроводности. Пониженная теплопроводность должна, на основании вышесказанного, действовать в том же направлении, как и повышенная температура разливки. Как известно, теплопроводность аустенита ниже, чем феррита.

Структура, которая получается после затвердевания стливки и называется литой структурой, может принимать различные формы. Формы эти находятся отчасти в связи с первичным затвердеванием — структура дендритная, зернистая и сетчатая, отчасти с вторичными превращениями, происходящими в твердом состоянии — видманштеттова структура, вторичная сетчатая структура.

Дендритная структура. Затвердевание стальных сплавов происходит путем выделения кристаллов твердого раствора согласно линии солидуса AE (диаграмма железо-углерод, фиг. 71). Для сплавов, применяемых в технике, кристаллы твердых растворов являются важнейшим видом кристаллов.

Выделившиеся первыми из жидкости кристаллы твердого раствора не имеют еще того состава, какой они будут иметь в конце процесса. По мере затвердевания первоначально выделившиеся кристаллы должны уравнивать свой состав с образовавшимися позже, что возможно благодаря диффузии в уже застывших кристаллах.

Полного выравнивания состава до концентрации, требуемой диаграммой состояния, как правило, не достигается — при обычных в технике условиях охлаждения и интервалах затвердевания. Каждый отдельный кристалл во внутренних своих частях, кристаллическом скелете, имеет состав, совершенно отличающийся от состава позднее выкристаллизовавшихся слоев. Это различие в составе отдельных частей кристалла носит название внутренней кристаллической или дендритной ликвации. Ликвация может быть в некоторых случаях (например, у большинства сплавов меди) устранена дополнительным продолжительным нагреванием сплава при температуре, лежащей немного ниже линии солидуса.

Выделившиеся из жидкого сплава кристаллы твердого раствора принимают, большей частью, форму удлиненных дендритов, которые:

представляют собой как бы скелет, определяющий собой главные оси октаэдра. По этим осям рост кристаллов происходит гораздо быстрее, чем по другим направлениям, так что первым результатом затвердевания является образование друзы октаэдрических кристаллических скелетов (елочные кристаллы, дендриты).

Если выделение дендрита из жидкости будет проходить механической беспрепятственно, причем маточный раствор будет удаляться (стекать), то образовавшиеся вначале остовы октаэдров положат начало возник-



Фиг. 280. Образование кристаллов в прибыли большого слитка. $\times 1/2$

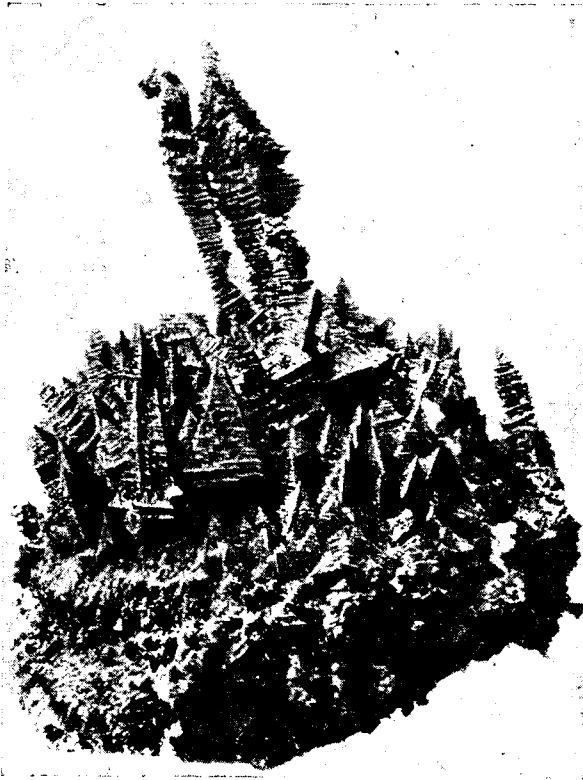
новению самостоятельных кристаллических скелетов, присутствие которых иногда обнаруживается в усадочных раковинах (подобные друзам горных пород). На фиг. 280 и 281 представлены подобные примеры. Если произвести плоский срез через подобный елочный кристалл, то обнаружится, что внутреннее его строение соответствует видимой внешней форме (фиг. 282).

В этом последнем случае свободного образования елочных кристаллов процесс кристаллизации выявляется достаточно полно. Ясно, что эта структура состоит из множества мелких кристаллов, которые кристаллизуются в предпочтительных кристаллографических направлениях. Но и в одиночном кристалле, у которого застывший, в первую очередь, скелет заполнен маточным раствором, образуется та же дендритная структура, являясь причиной вышеупомянутой кристаллической ликвации внутри кристаллического зерна.

На фиг. 283 представлена пластинка, вырезанная из болванки и протравленная на первичную структуру. Отчетливо видна различная

ориентация кристаллов и внутри кристаллов — дендритные образования.

Так как форма дендрита, именно его часто несоразмерная протяженность в одном определенном направлении, зависит от скорости кристаллизации и от направления отдачи тепла, то по окончании кристаллизации на первый план выступает действие поверхностного натяжения. Оно стремится уменьшить неравномерное протяжение кри-

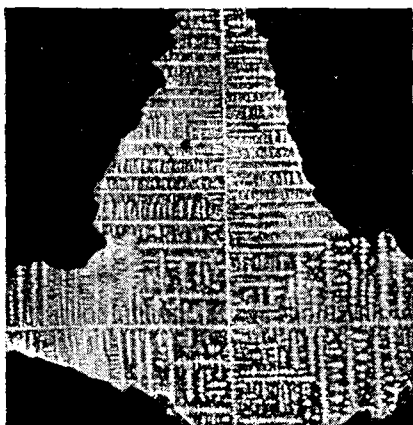


Фиг. 281. Елочные кристаллы из усадочной раковины.

сталла в различных направлениях. Происходящее при этом формоизменение приводит к тому, что свойственные обычно дендритам выступающие углы зерен исчезают, и образуются многогранные (полигональные) зерна с меньшим количеством граней.

Зернистая структура. Если сплав выдерживается довольно продолжительное время при температуре, при которой скорость диффузии достаточно велика, то одновременно с образованием нормальных полиэдров происходит ослабление степени кристаллической ликвации. Вид зерен в этом случае ничем не отличается от зерен чистого металла. Этот вид структуры в литье называется зернистой структурой.

Зернистая структура образуется тем скорее, чем меньше разность концентраций отдельных кристаллов при затвердевании. Эта разность



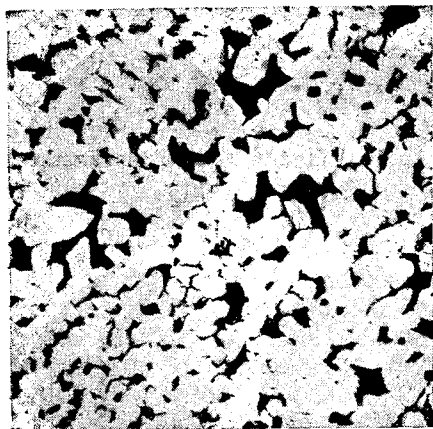
Реактив Обергоффера Нат. велич

Фиг. 282. Шлиф кристаллического образования (фиг. 281) (дендритная структура).



Реактив Гейна Около $\frac{1}{8}$ нат. вел.

Фиг. 283. Макрошлиф слитка с различной ориентацией дендритов.



Пикриновая кислота $\times 35$

Фиг. 284. Зернистая структура железо-углеродистого сплава с 0,15% С.

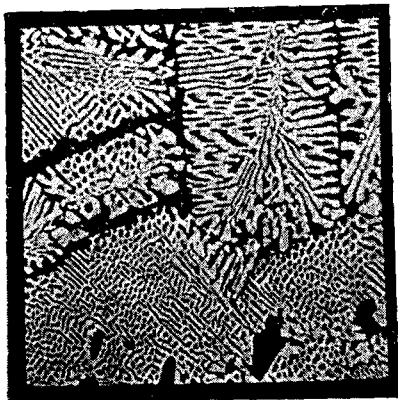
трудности, вследствие неодинакового сопротивления деформации частей кристалла разного состава.

Эвтектическая структура. Условия затвердевания эвтектики препятствуют образованию больших кристаллов, так как в эвтектической точке затвердевание заканчивается и образующиеся кристаллы,

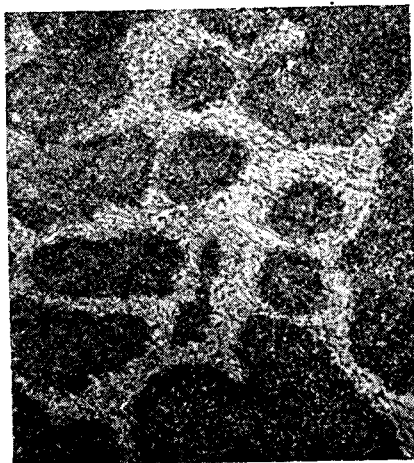
будет тем значительнее, чем больше интервал затвердевания и чем быстрее он будет пройден. Горячая разливка и быстрое охлаждение обуславливают поэтому образование дендритной структуры, тогда как при обратных условиях у тех же сплавов получим зернистую структуру. На фиг. 284 представлена зернистая структура стали для цементации. Структурные элементы черного цвета, «перлит», беспорядочно распределены среди белой основной массы «феррита». Для горячей обработки (ковка, прокатка) наиболее благоприятна зернистая структура. В дендритной структуре, т. е. при сильно выраженной кристаллической ликвации, при обработке могут создаваться

следовательно, уже не могут беспрепятственно вращаться в жидкость. При этом образуются два вида кристаллов, которые затвердевают одновременно и стесняют рост друг друга.

В эвтектических сплавов один из элементов структуры является большей частью определяющим форму кристаллов эвтектики. Пример представлен на фиг. 285. Видна густая масса выделившихся кристаллов карбида железа и кристаллов твердого раствора, причем эвтектика обнаруживает явную тенденцию принять колоннообразную



HNO_3 × 28
 Фиг. 285. Чугун с 5% Си и 4,7% С.
 Эвтектика проявляет склонность к образованию столбчатых кристаллов карбида.



Азотная кислота × 200
 Фиг. 286. Структура высокохромистой стали.

форму основного элемента структуры (Fe_3C). Очень часто эвтектику, как застывшую самой последней часть сплава, находят по краям зерен ранее образовавшихся кристаллов. В этом случае получается так называемая сетчатая структура (первичная). Это хорошо видно на фиг. 286, на которой представлена структура 12-процентной хромистой стали. Сама же сетка обнаруживает типичное эвтектическое строение. При незначительных количествах таких низкоплавких структурных элементов, как, например, сера-никель в никелевых сталях или чистом никеле, соответствующая составляющая (в данном случае никель-сульфид) выделяется по краям зерен в форме сетки, не образуя эвтектической структуры.

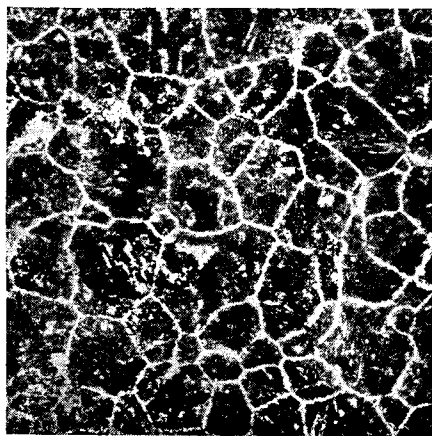
Подобное выделение в чистом никеле при содержании серы в 0,18% представлено на фиг. 287.

Особенно ярко выраженное образование сетчатой структуры (вторичной) имеет также место при превращениях железоуглеродистых сплавов в твердом состоянии и в особенности при выделении заэвтектичного цементита по линии ES или феррита по линии GOS диаграммы железоуглерод. На фиг. 288 представлен цементит в заэвтектичной стали в форме сетки. К этому мы еще вернемся в главе «Отжиг».

При отливке стальных болванок по краям зерен постоянно скапливаются мельчайшие образования различных загрязнений, называемых между кристалльным веществом (Zwischensubstanz). Излом образца, вырезанного из отливки, дает плоскость разлома, проходящую между кристаллами. Во время диффузионного отжига при высоких температурах эти промежуточные пленки, в зависимости от их природы,



Не протравлено × 100
 Фиг. 287. Никель, содержащий всего 0,18% серы. Несмотря на низкое содержание серы, образуется хрупкая сетка сернистого никеля.



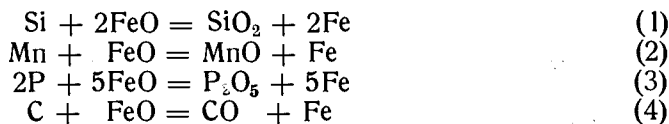
Иод × 50
 Фиг. 288. Сетчатая структура в эвтектоидном железо-углеродистом сплаве (C = 1,5%). Цементит — светлый. Перлит — темный.

могут растворяться в зернах кристаллов, в результате чего получается более прочное связывание зерен. При изломе такого сплава плоскость разлома идет внутрикристаллически.

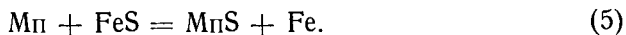
2. Включения

Наиболее известные нам неметаллические включения, встречающиеся в сплавах железа, имеют окисный или сульфидный характер или же представляют собой смесь обоих названных видов.

Для того, чтобы возможно более полно окислить загрязнения, содержащиеся в завалке (ср. фиг. 272, крив. 1, 2), необходимо при процессе фришевания иметь некоторый избыток кислорода, который остается в металлической ванне в виде закиси железа. Вследствие взаимодействия между растворенной закисью железа и растворенными Si, Mn, P и C образуются, согласно нижеприведенных реакций, твердые и газообразные продукты окисления SiO_2 , MnO , P_2O_5 и CO :



Под влиянием окисляющего действия сера из технических сортов железа не удаляется; она вступает в реакцию с марганцем при наличии его в достаточном количестве по уравнению:



Все эти реакции не протекают полностью, но, в зависимости от температуры ванны и концентрации реагирующих составных частей металла и шлака, приходят через известный промежуток времени практически в равновесие. Нерастворимые в металле продукты реакции должны были бы, соответственно своему более легкому удельному весу собираться на поверхности, но и этот процесс не доходит до конца, так что во всех случаях некоторое количество окислов и сульфидов остается взвешенным в металле.

Избыточный кислород, усвоенный железом, удаляется следующим за фришеванием раскислением. Раскислителем служит, большей частью, марганец в виде ферромарганца, — один или в сочетании с ферросилицием и алюминием. При этом повторяются вышеперечисленные замещения, согласно уравнений (1) и (2), с образованием больших количеств окислов, которые частью всплывают на поверхность металлической ванны, частью остаются в жидкости.

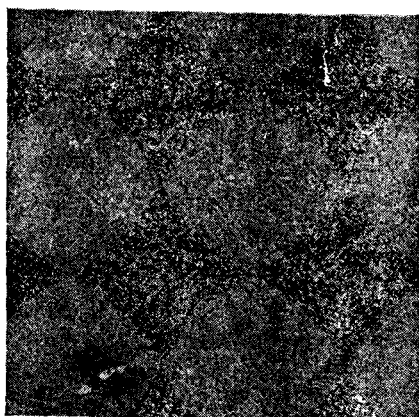
Таким образом в расплавленном состоянии сталь, образно выражаясь, не представляет собой прозрачной жидкости, — она мутна от неметаллических, механически включенных примесей¹, которые не удаляются ни в процессе затвердевания, ни при последующей горячей механической обработке. В жидкости они стремятся подняться на поверхность, что уже до затвердевания может послужить причиной неоднородности в составе болванки. В дальнейшем они будут просто называться включениями.

В зависимости от количества и характера распределения в болванке, включения оказывают огромное влияние на свойства стали. Уже в жидком металле они могут собираться в виде тонких пленок, разделяя, таким образом, жидкую массу на отдельные капельные образования, которые, благодаря пленкам, неплотно связаны друг с другом и при последующей горячей механической обработке легко отделяются друг от друга (красно- и желтоломкость). Действие подобных включений можно себе наглядно представить, выливая ртуть на пыльную поверхность. Капли ртути сейчас же покрываются тонким слоем пыли, который препятствует или очень сильно затрудняет соединение капель, — при попытке слить ртуть обратно в сосуд.

Скопление включений в виде цепочек, которые видны на фиг. 289, соответствуют наличию вышеописанной «пленки». Поэтому можно было бы подумать, что эти «стенки клеточек» есть ни что иное, как границы зерен, образовавшиеся при кристаллизации по линии *GOSE* диаграммы Fe-C (фиг. 71). Неправильность подобного вывода доказывает фиг. 290. Здесь отчетливо видны границы зерен, обозначенные белыми прожилками феррита; одновременно также можно видеть,

¹ Американский термин «соним» — «sonims»-solid (nonmetallic impurities).

что искривленные линии включений, «пленки» не имеют в этом случае ничего общего с прожилками феррита¹. Во многих случаях (ср.



Иод × 50

Фиг. 289. Включения в стали. Расположенные нитеобразно темные точки представляют собою поперечные сечения очень тонких пленок, ослабляющих связь металлических зерен.



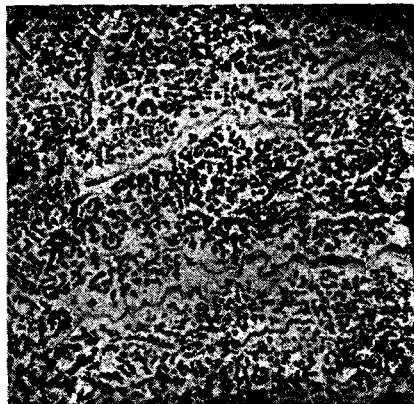
Иод × 50

Фиг. 290. Светлые прожилки феррита обозначают границы зерен, в то время как цепочки включений соответствуют поверхностям наименьшей прочности.

фиг. 335) включения служат зародышами для кристаллов феррита при его выделении из твердого раствора.

Излом стального изделия с подобными включениями происходит по этой промежуточной «стенке», при чем поверхность излома принимает своеобразный вид так называемого раковистого излома.

Сравнительно крупные включения могут образоваться в результате попадания в сталь кусочков шлака во время разливки. Вследствие затвердевания металла они в нем задерживаются. Такие крупные включения располагаются, главным образом, по краям болванки, как это представлено на фиг. 291.



Пикриновая кислота × 5

Фиг. 291. Включения (шлаки) у края стального слитка, вызванные неправильной разливкой.

¹ Шлаковые пленки отлагаются по границам первичных кристаллов (дендритов), которые, вообще говоря, могут не совпадать с границами вторичных зерен (GOSE) — Ред.

Следствием таких включений является, по большей части, образование трещин в отливке уже во время остывания. Их необходимо полностью удалять вырубкой перед сдачей болванки в производство.

Кроме уже описанных видов включений, появление которых обусловливается методом изготовления и т. п., нередко обнаруживаются включения особого рода, являющиеся результатом различных случайностей. Так, например, в сталь нередко попадает огнеупорная замазка из разливочного ковша и т. д.

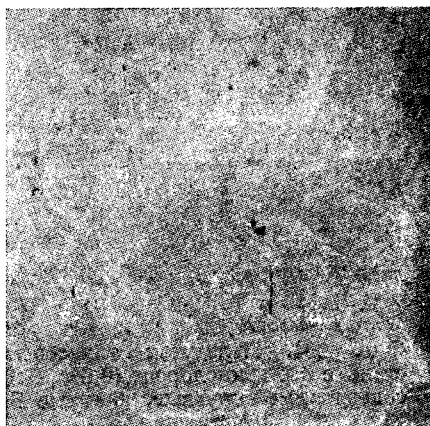
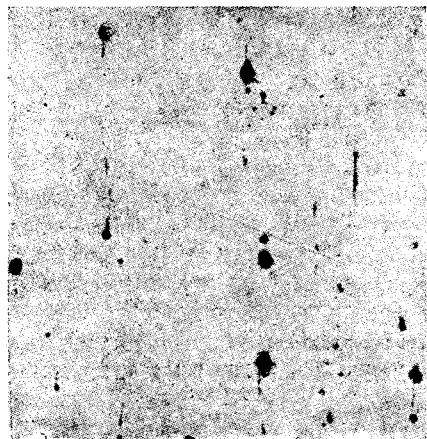
В этих случаях высокое содержание глины помогает определить природу включений.

Выявление включений

Содержащиеся в стали включения могут встречаться, в зависимости от характера их образования, в различных формах распределения — от тончайшей до весьма грубой. Чтобы при незначительном увеличении микроскопа, т. е. применяя самое большое поле зрения, получить представление об общем количестве и характере распределения имеющихся включений, протравливают хорошо отполированный шлиф иодом. При этом участки металла вокруг неметаллических загрязнений сильно протравливаются, обнаруживая даже мельчайшие включения, которые остались бы незамеченными при малых увеличениях. Картина, представленная на фиг. 290, получена именно таким путем. Многочисленные черные точки не соответствуют, однако, величине самих включений, которые в действительности гораздо мельче; эти точки представляют собой только те места, которые протравились сильнее, вследствие присутствия включений.

Для определения истинной величины и в особенности природы включений рекомендуется исследовать под микроскопом тщательно отполированные непотравленные шлифы. При полировке подобных шлифов требуется обратить внимание на слабое прижатие образца к кругу и на частую перемену направления полировки, так как в противном случае выкрашивание твердых находящихся в рельефе включений или «выполировка» в направлении шлифования могут подать повод к неправильным толкованиям. После полировки шлиф необходимо промыть в чистом спирте и быстро просушить во избежание образования ржавчины, которая особенно быстро возникает как раз в местах включений. Из тех же соображений целесообразно полировать шлиф, предназначенный для определения включений, в течение более короткого времени, чем обыкновенные шлифы. Пример неправильной проведенной полировки представлен на фиг. 292. В результате полировки в одном направлении и ржавления включения к жуту непомерно увеличенными; при правильной полировке картина получается совершенно иной (фиг. 293). Так как образующаяся при полировке мягких образцов тонкая металлическая пленка может уменьшить размеры или совершенно закрыть включения, то в подобных случаях после первой полировки шлиф травят слегка пикриновой кислотой и затем еще раз полируют в течение короткого времени. Под действием

травителя тонкая пленка уничтожается и включения становятся ясно видимыми. При этом не рекомендуется травить слишком долго (пикриновой кислотой не более 5 секунд), в противном случае получится то же, что и при описанном выше травлении иодом. Следовательно, испытание на присутствие включений надо производить перед исследованием структуры, в противном случае приходится глубоко протравленный шлиф еще раз вышлифовать и отполировать заново. Пример применения последнего способа представлен на фиг. 294. Необходимо также заметить, что мелкие царапины при полировке часто забиваются полировальным глиноземом и при беглом просмотре шлифа эти прожилки могут симулировать включения.



Не протравлено

×100

Фиг. 292. Симулирование включений в кремнистой стали при плохой полировке и образовании ржавчины.

Не протравлено

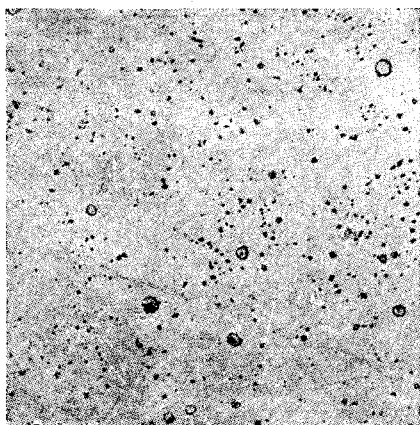
×100

Фиг. 293. То же, что на фиг. 292, правильная полировка.

Если для технических целей обычно достаточно определить площадь, занимаемую включениями, а также их форму и распределение путем рассмотрения нетравленных или слабо травленных шлифов, то в некоторых специальных случаях интересно выяснить и природу включений.

Распознавание включений. Вспомогательным средством при распознавании включений может служить их окраска на полированном нетравленном шлифе при достаточно большом увеличении. Этот способ, однако, применим только в отношении резко окрашенных включений, которые как раз очень редко встречаются в техническом железе. Сюда относятся, называемые обычно нитридами, соединения титана и циркония, которые легко узнать по кубикам меднокрасного или желтого цвета (фиг. 295). Сернистый марганец в чистом виде также легко различим по серо-голубой окраске. Большая часть встречающихся в стали включений окрашена в темные неопределенные цвета, нечто среднее между коричневым, зеленым и серым, которые являются

их естественным цветом или же получаются в результате смешения различных составляющих. Поэтому для более точного определения природы и распределения включений необходимо выяснить в случае необходимости и отношение их к различным разъедающим (растворяющим) средствам. В большинстве случаев приходится удовлетворяться отнесением исследуемых включений к одному из основных видов: силикаты, сульфиды, глинозем и окислы.

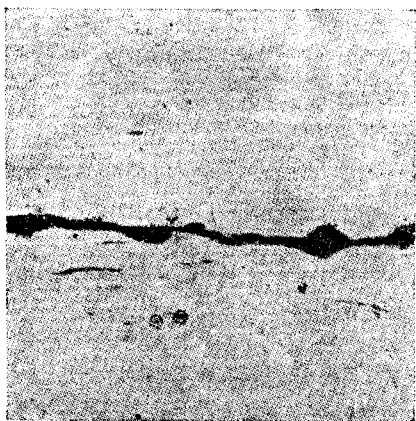


Не протравлено ×75
 Фиг. 294. Передутая томасовская сталь с 0,2% кислорода (0,9% FeO), содержащая округлые, богатые FeO включения.



Не протравлено ×100
 Фиг. 295. Включения нитрида титана.

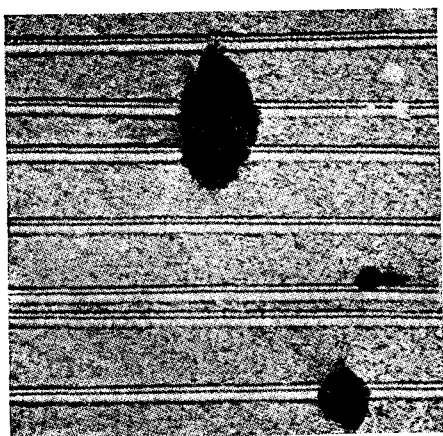
Силикаты окрашены в серый или серо-зеленый цвет и относительно легко могут быть отполированы до блеска. Они встречаются либо в виде равномерно распределенных мелких круглых зернышек диаметром $\sim 5 \mu$ и ниже, либо в виде более крупных в обработанных сталях (прокатанных, кованных) вытянутых чечевиц. Мелкие зернышки следует рассматривать как продукты раскисления, большие же чечевицы и строчки являются захваченными металлом шлаковыми частицами. При горячей механической обработке силикаты вытягиваются в строчки; но их относительно малая пластичность приводит при более сильных деформациях к разрывам, в результате которых вытянутые силикатовые прожилки нередко принимают угловатый, крошащийся вид (фиг. 296). Для отличия силикатов от аналогично окрашенных сульфидов и окислов может служить их высокая твердость и обычно гетерогенное строение (фиг. 297). Стальная игла очень слабо или же совершенно не царапает силикатов — в противоположность сульфидам и окислам (фиг. 298 и 299). Химический состав силикатов зависит от анализа стали и от способов ее изготовления. В обыкновенных углеродистых сталях они состоят обычно из двойного силиката железа и марганца. Для их дальнейшего металлогра-



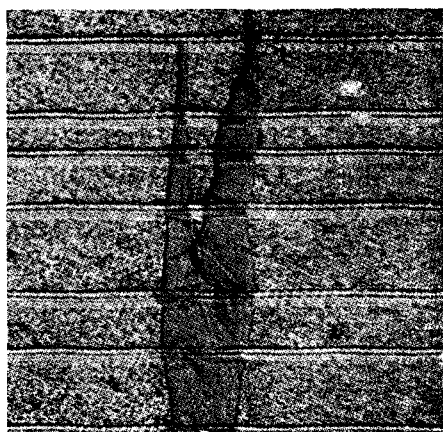
Не протравлено ×200
Фиг. 296. Силикатное включение,
вытянутое в направлении прокатки.



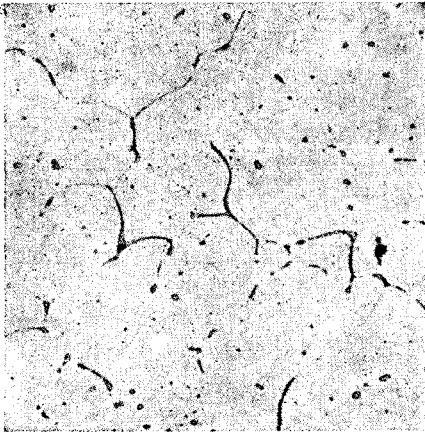
Не протравлено ×500
Фиг. 297. Силикатное включение.



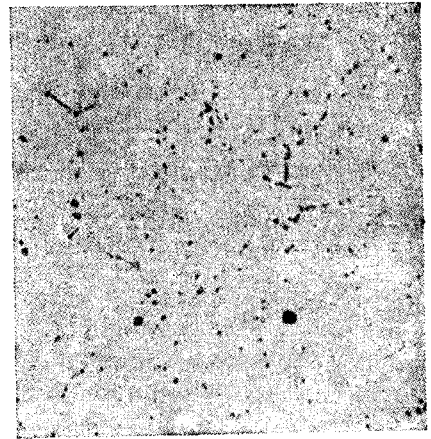
Слабо протравлено ×200
Фиг. 298. Силикатные включения.



Слабо протравлено ×200
Фиг. 299. Сульфидное включение.



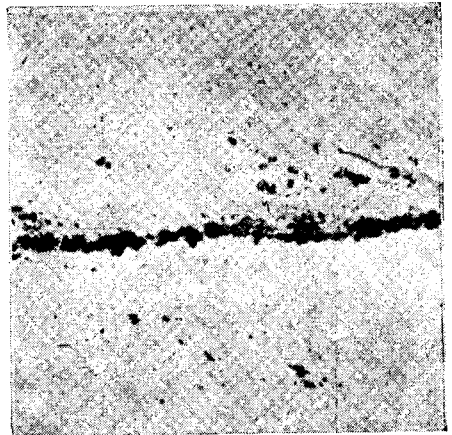
Не протравлено $\times 100$
Фиг. 300. Сернистое железо в необработанной стали.



Не протравлено $\times 100$
Фиг. 301. Сернистый марганец в необработанной стали.



Не протравлено $\times 100$
Фиг. 302. Сернистый марганец, вытянутый в направлении прокатки.



Не протравлено $\times 200$
Фиг. 303. Включения глинозема.

фического распознавания рекомендуется еще способ травления Кэмпбэлла и Комштока (Campbell и Comstock).

Из сульфидов в виде включений чаще всего встречаются сульфиды марганца и железа. Сульфид марганца — серо-голубого, сульфид железа — бледножелтого цвета; оба сульфида при большом увеличении кажутся светлыми и однородными (фиг. 300 и 302). В литой стали распределение типично для обоих сульфидов. Сульфид железа встречается в форме сетки и островков по краям зерен (фиг. 300), сульфид марганца — в форме мелких, по большей части лруглых и беспорядочно расположенных точек (фиг. 301). Для горячей механической обработки это расположение имеет большое значение. Высокое содержание серы в сталях, в которых она находится в форме сульфида железа (сернистого железа), приводит к краснеломкости, так как сетка сульфидов ослабляет связь между зернами. При повышенном содержании марганца этому препятствуют мелко рассеянные включения сернистого марганца. Оба сульфида пластичны и в механически обработанном металле представляются в форме вытянутых чечевиц (веретен) (фиг. 302). Они часто встречаются вместе с силикатами.

Надежным способом для отличия сульфидов друг от друга и от окислов и силикатов является травление. С одной стороны, сернистый марганец разъедается при травлении 10-процентной хромовой кислотой в течение 5 минут, а сульфид железа остается без изменения. С другой стороны, сульфид железа сильно разъедается однопроцентной щавелевой кислотой при травлении в продолжение 1—2 минут, в то время как на сернистый марганец она действует очень слабо. Окислы и силикаты с указанными травителями не реагируют. Мало вероятно, чтобы в обыкновенных углеродистых сталях сульфиды марганца и железа находились в чистом виде. Вернее всего включения состоят из твердых растворов с преобладанием содержания одной из составляющих. Тем не менее отличимые друг от друга по вышеупомянутым признакам включения принято называть «сернистым марганцем» и «сернистым железом».

Среди окисных включений по внешнему виду легко различить глинозем. Он попадает в виде мелких, неправильной формы зерен, образующих в литом состоянии большие или меньшие скопления. При горячей механической обработке отдельные зернышки глинозема не изменяют своего вида, однако, в своей совокупности они участвуют в вытяжке, образуя полосы весьма характерного вида (фиг. 303). Включения глинозема отполировать весьма трудно, так как при полировке они легко выкрашиваются. Их окраска обычно коричневатая, но с таким разнообразием оттенков, что отличить их по цвету не всегда возможно.

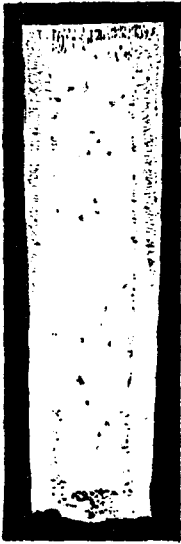
Остальные встречающиеся в стали окислы находятся обычно в форме либо мелких, чаще всего округлых зернышек (ср. фиг. 294) или же, особенно в обработанной стали, в форме чечевиц. В этом виде они сильно напоминают сульфиды, от которых их можно легко отличить с помощью травления. Однако, при наличии обоих видов включений, окислы узнаются по их темноватой грязной окраске. Для отличия

окисных включений Матвеев рекомендует применение водорода, водяного пара и спиртового раствора хлорного железа: исследуемый образец полируется обычным способом, затем нагревается при красном калении в струе водорода и после восстановления, начало которого определяется по появлению конденсационной воды на холодных частях трубки, охлаждается в струе водорода. Затем поверхность вновь полируется. Если на включениях после этого появляется металлический блеск, то, следовательно, они состоят из окислов железа или смеси окислов железа и марганца, восстановленных водородом до металла. При нагревании вновь отполированного шлифа водяным паром образовавшиеся частицы металла изменяются точно таким же образом, как и окружающая их основная металлическая масса шлифа. Для установления наличия во включениях окисла марганца обрабатывают восстановленный водородом и вновь отполированный шлиф, разбавленным спиртовым раствором хлорного железа. Присутствие марганца узнается по сильному разъеданию восстановленной части. Если включения состоят из силикатов или сульфидов, нагревание в струе водорода не оказывает действия. В этом случае распознавание удается с помощью травления вышеупомянутыми хромовой и щавелевой кислотами.

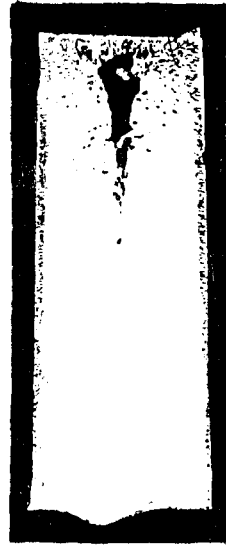
3. Газовые пузыри

Расплавленное железо растворяет окись углерода, водород и азот. Во время охлаждения жидкого металла и особенно во время его затвердевания растворимость газов уменьшается и определенное количество газов освобождается. Количество газов весьма различно и, по исследованиям Геренса и Пакэ (Goerens и Raquet), колеблется в технических сортах железа между 0,01—0,2 весовых процентов. Если выделение газов происходит таким образом, что они могут подыматься в жидкой массе, получается плотная болванка, в противном случае пузыри газа скопляются частично между кристаллами, растущими внутрь болванки от наружной застывшей корки, и, таким образом, удерживаются в застывшей болванке. Примеры распределения газовых пузырей представлены на фиг. 304 и 305. Такое распределение относится к мягким и полутвердым сортам стали, разлитым в металлические формы (изложницы) и в них застывшим. На рисунках представлены продольные разрезы болванок, состроганных до середины. Видно, что первый ряд пузырей находится в непосредственной близости к поверхности. Они называются подкорковыми пузырями. Остальная часть пузырей распределена на фиг. 304 неравномерно по всей болванке.

В затвердевших болванках мягкой стали металл, непосредственно прилегающий к пузырям, не отличается по своему химическому составу от нормального металла. В противоположность этому Обергоффер (6) ¹ оказал скопление фосфора около газовых пузырей в более углеродистой стали. Он объясняет это впитыванием газовыми пузырями богатого фосфором маточного раствора.



Фиг. 304. Стальной слиток с нормальным расположением газовых пузырей по краям. Образование пузырей почти совершенно исключает возможность образования усадочных раковин.



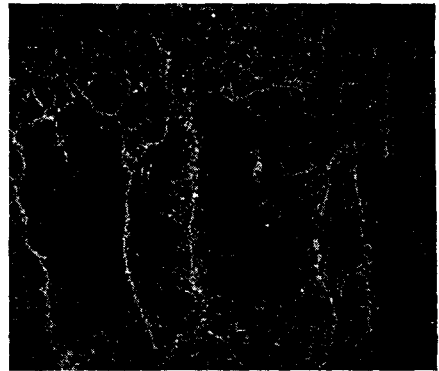
Фиг. 305. Слиток стали. Неблагоприятное расположение газовых включений непосредственно у поверхности. Усадочная раковина — в головной части слитка. Вследствие неблагоприятного расположения подкорковых пузырей, поверхность проката из этого слитка имеет трещины.



Реактив Обергоффера

×10

Фиг. 306. Газовая ликвация.

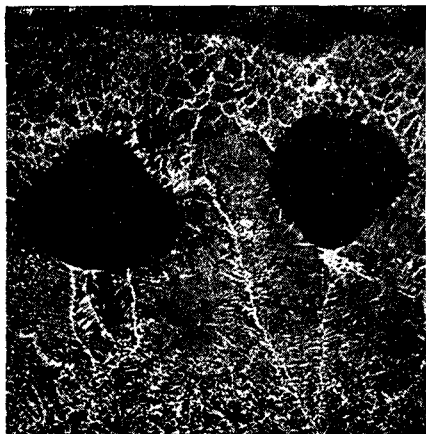


Пикриновая кислота

×25

Фиг. 307. Структура края беспузыристого слитка стали с 0,35% С.

Типичный пример подобной ликвации приведен на фиг. 306 (см. главу о ликвации). На фиг. 307 и 308 представлены структуры краев болванки. Фиг. 307 соответствует краю болванки застывшей без образования наружных пузырей. Заметен первый (наружный) слой с очень мелкой сетчатой структурой, к которому примыкает второй с чрезвычайно крупной сетчатой структурой. Если сталь содержит пузыри по краю, как это представлено на фиг. 308, то газовые пузыри



Пикриновая кислота ×25
Фиг. 308. Структура края слитка с подкорковыми пузырями ($C=0,35\%$).

находятся чаще всего на границе между наружным мелкозернистым и соседним крупнозернистым слоями. Пузыри наполнены газами, выделившимися из металла. Так как последние содержат избыток водорода и окиси углерода (восстановительные газы), внутренняя поверхность газовых пузырей остается блестящей (неокисленной) и при последующей механической обработке пузырь заваривается. Это доказано непосредственными опытами. Однако, если газовые пузыри сообщаются с внешним воздухом, как это имеет место у болванки фиг. 305, то воздух проникает внутрь пузырей, поверхность их окисляется и они не завариваются при прокатке. Если при изготовлении стали нельзя избежать выделения газов, то необходимо обратить

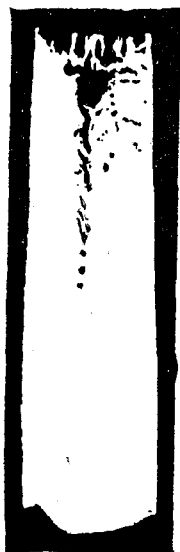
внимание на то, чтобы между поверхностью болванки и наружными пузырями образовался достаточно толстый непористый слой металла, который препятствовал бы прониканию воздуха в пузыри (фиг. 304).

4. Усадочные раковины

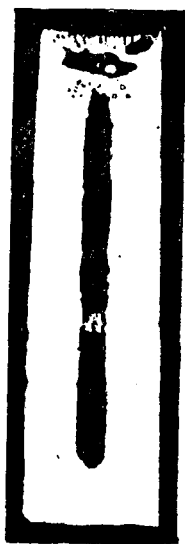
Явление усадки подробно описано выше на стр. 9. Различие между усадочными раковинами и газовыми пузырями выражается в том, что стенки последнего гладки, в то время как очертания усадочной раковины в общем имеют неправильную форму. На фиг. 309 и 310 представлены типичные усадочные раковины в стальном слитке.

Как следует из примера, изображенного на фиг. 309, раковина часто отделяется от внешней атмосферы тонким металлическим слоем (мостом), пронизанным трещинами и каналами. Во время охлаждения болванки газ, содержащийся в усадочной раковине, сжимается, и в раковину входит воздух, кислород которого окисляет ее поверхность. Образуется слой окалины, который препятствует свариванию внутренних поверхностей при последующей обработке — ковке или прокатке. Часто также углерод окисляется на определенную глубину.

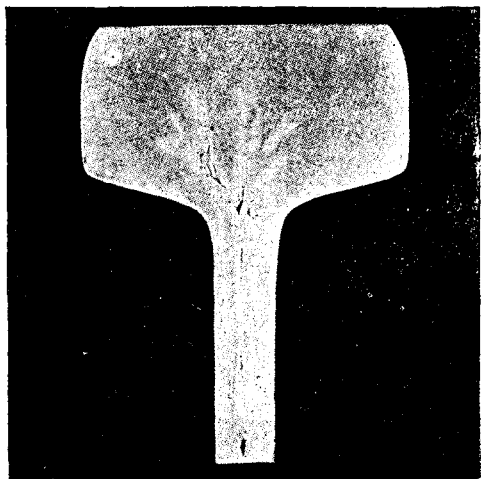
Характерный пример плохо заварившейся усадочной раковины внутри головки рельса представлен на фиг. 311. Снимок позволяет одновременно видеть, что металл в непосредственном соседстве с усадочной



Фиг. 309. Усадочная раковина в слитке стали.



Фиг. 310. Усадочная раковина в слитке стали. Пустота проходит по всей длине слитка, так как последний был опрокинут раньше, чем окончилось затвердевание.



Фиг. 311. Плохо заварившаяся усадочная раковина в поперечном сечении рельса.

308, плавка, особенно под конец затвердевания, обогащается окислами и другими неметаллическими включениями. По окончании затвердевания часть включений в виде порошка оседает на поверхность усадочной раковины. Присутствие этого порошка также препятствует свариванию стенок, и в подобных случаях в прокатанном профиле легко обнаружить следы усадочной раковины по скоплению включений.

Иногда количество продуктов раскисления в усадочной раковине так велико, что они заполняют ядро сечения прокатанного изделия, образуя слой (в листах), несвязанный с основным металлом (раздваивающаяся жесть, раскалывающиеся зубья пилы и т. п.). Больше содержание закиси марганца доказывает, что здесь действительно главной причиной является обогащение продуктами раскисления. Порошок из слитка мягкой стали, исследованный автором, показал

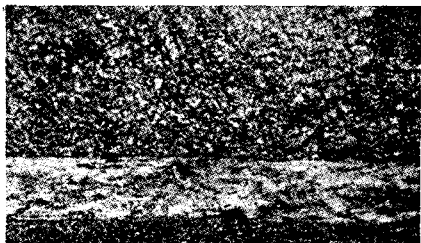
раковиной светлее остального сечения. Это объясняется увеличением содержания феррита вследствие обезуглероживания.

Даже тогда, когда воздух не имеет доступа внутрь усадочной раковины, может случиться, что раковина не сварится. Как упоминалось на стр.

следующий состав:

%		%	
FeO	26,1	P ₂ O ₅	0,6
MnO	64,0	SO ₃	0,7
SiO ₂	3,8	Al ₂ O ₃	0,2
CaO	1,2		

Так как ограничивающие усадочную раковину поверхности являются одновременно и застывающей в последнюю очередь зоной болванки, а маточный раствор, как было уже указано выше, всегда обогащается примесями, как, например, фосфором, углеродом и т. д., то в таких поверхностях можно также наблюдать ликвацию выше-названных элементов (фиг. 312).



Нат. велич.

Фиг. 312. Вид усадочной раковины в изломе.

5. Ликвация

Под ликвацией понимают разделение первоначально однородного по составу жидкого сплава на части разного состава, которое происходит, главным образом, во время затвердевания. Следствием ликвации

является неоднородность химического состава, а следовательно, и свойств сплава в различных местах одного и того же слитка.

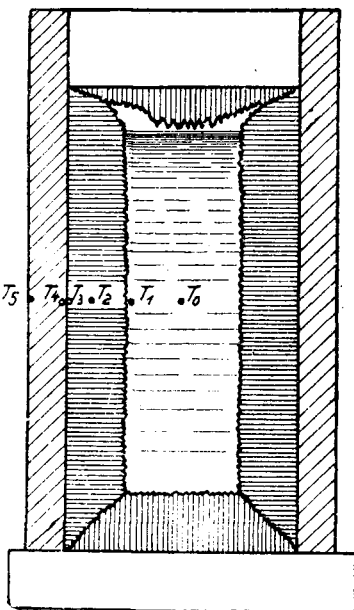
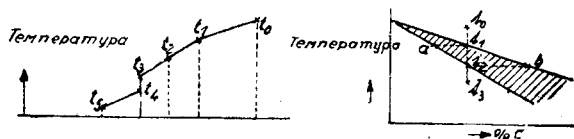
В ранее приведенном объяснении явления затвердевания кристаллов твердого раствора (ср. стр. 45) было указано на то, что эти процессы только тогда проходят по описанной схеме, когда скорость диффузии достаточно велика для того, чтобы во время охлаждения поддерживать в каждый данный момент равновесие концентраций выделяющихся кристаллов и жидкости. Последствия недостаточного выравнивания концентрации описаны на стр. 47 и 302. Во всех подобных рассуждениях делается предположение, что охлаждение идет равномерно и в жидкости и в кристаллах и что внутри рассматриваемой системы нет разности в температурах.

Это предположение в действительности никогда не оправдывается, чаще всего во время затвердевания имеется значительная разность температур между отдельными частями слитка. Жидкая сталь внутри слитка может быть еще нагрета выше точки плавления, в то время как на поверхности температура уже упала ниже точки превращения (затвердевания).

Ликвация слитка. (Зональная ликвация). Чтобы лучше уяснить фактические условия затвердевания, на фиг. 313 представлено состояние стальной болванки после начавшегося затвердевания наружного слоя. В точке T_0 температура будет выше температуры начала затвердевания; в плоскости соприкосновения плавки и кристаллов, в точке T_1 , температура достигает величины температуры начала затвердевания. Отсюда температура постепенно понижается до темпера-

туры наружной поверхности слитка, которая находится в более или менее тесном соприкосновении с внутренней поверхностью формы. Вследствие неполного соприкосновения между этими двумя плоскостями возникает непостоянная разность температур $T_3 - T_4$. В верхней части фиг. 313 кривой $t_0, t_1, t_2, t_3, t_4, t_5$ схематически представлен ход температуры, а справа от нее относительное положение температур на диаграмме (Fe-C).

В точке T_1 содержание углерода в кристаллах равно $a\%$. С понижением температуры жидкость становится богаче углеродом. Это значит, что в точке T_1 жидкость богаче углеродом, чем в точке T_0 , так что некоторое количество углерода должно диффундировать от места соприкосновения жидкости и кристаллов внутрь слитка. Благодаря этому происходит обогащение жидкого ядра углеродом. То же относится к фосфору и сере, следовательно, это такие элементы, в сплавах которых с железом получается большая разница между температурами начала и конца затвердевания. Интен-

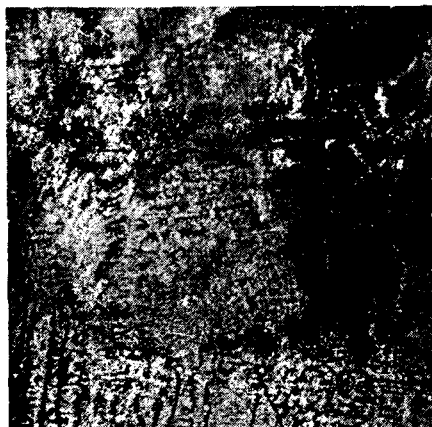


Фиг. 313. Схема, представляющая процесс зональной ликвации слитка

сивность ликвации, т. е. разность концентраций между краями и центром, значительно больше всего для серы и фосфора; это легко объяснить тем, что, как следует из диаграмм состояния фиг. 141 и 134, линии ликвидуса и солидуса здесь сильно удалены друг от друга [ср. Обергоффер (5)].

Многие особенности явления ликвации не объяснены еще с полной ясностью. Так, теоретические соображения требуют, чтобы кристаллы, образующиеся, в первую очередь, у поверхности слитка, примерно, в точке T_3 , соответствовали концентрации a , в то время как застывающие последними части маточного раствора в T_0 должны иметь концентрацию b . Концентрация a равна у сплавов железо-углерод приблизительно половине средней концентрации T_1 жидкости. Но так как наружный слой очень быстро охлаждается и температура его

падает довольно низко, в то время как основное количество металла находится еще в жидком состоянии, то не совсем понятно, как происходит позднейшее обогащение этого наружного слоя углеродом. Определяя содержание углерода в очень крупной болванке высверливанием стружки на различной глубине, найдем относительно небольшое различие в содержании углерода по сечению. При этом совершенно невозможно предположить, чтобы сильно охладившиеся наружные



Двухлоцентн. пикриновая кислота 5

Фиг. 314. Снимок представляет собой разрез через усадочную раковину, стенки которой покрыты елочными кристаллами. Черная часть соответствует пустоте, в которую вдаются скелеты кристаллов. В плотных частях металла заметно также дендритообразное расположение структурных элементов.

слои металла в конце затвердевания могли поглощать углерод из отдаленных внутренних слоев. Скорость диффузии при низких температурах наружных частей так мала, что должны пройти недели, пока содержание углерода в них сможет удвоиться. Исходя из этих соображений, мы принуждены признать, что затвердевание протекает не совсем так, как это было описано выше и как вообще принято думать. Остается предположить, что кристаллы, растущие с поверхности вглубь расплавленной массы, заключают в себе маточный раствор, который после затвердевания отдает углерод кристаллам. Это предположение имеет большую вероятность, что доказывается структурой дендритов в наружных слоях болванки.

На фиг. 314 представлен переход от плотной части болванки к усадочной раковине. Видно, что входящие в усадочную раковину елочные

кристаллы продолжают в форме дендритов и в плотной части болванки и что здесь светлые скелеты дендритов отделяются друг от друга темными частями. Эти последние, очевидно, и представляют собой те остатки маточного раствора, которые при дальнейшем охлаждении отдают свой углерод скелету кристаллов и, таким образом, определяют дредний состав слитка.

Далее практика учит нас, что ликвация бывает различной степени в зависимости от того, выделяет ли металл во время затвердевания газы или нет. Сталь, застывающая без выделения газов («спокойная» сталь), имеет значительно меньшую степень ликвации, чем сталь, которая во время застывания сильно взбалтывается выделяющимися газами (неспокойная, кипящая сталь). Это можно объяснить следующим образом. На поверхности раздела между образовавшимися кристаллами и жидкой частью слитка всегда происходит самое сильное выделение газов. Благодаря тому, что газы с большой силой поднимаются вдоль

застывшего наружного слоя и сильно взбалтывают всю жидкость. жидкий слой, находящийся с кристаллами в состоянии равновесия и представляющий собой богатый углеродом маточный раствор, заменяется более бедным углеродом раствором, который поступает из средней горячей части слитка. В таких слитках видно, что газы всегда поднимаются вдоль края, увлекая кверху жидкость, которая затем снова опускается несколько вниз в средней части сечения болванки. Следовательно, обогащенные углеродом жидкие слои все время увлекаются вверх, чем и объясняется особенно сильное обогащение углеродом верхней части болванки у беспокойной стали.

Путь такого газового пузыря характеризуется часто полосой ликвации (фиг. 315).

Вендт (Wendt) обращает внимание на то, что у спокойно застывающей очень крупной болванки ядро нижней половины всегда значительно чище наружной зоны и содержит гораздо меньше примесей, чем это в среднем соответствует данной стали. У болванки диаметром в 86 см и весом в 6500 кг, содержащей в среднем 0,305% С, 0,022% Р и 0,04% S, имело место такое распределение примесей:



Реактив Обергоффера ×2
 Фиг. 315. Кипящая сталь: путь газового пузыря, отмеченный ликвационными полосами.

	С	Р	S
верхняя половина, середина . . .	0,36	0,026	0,053
нижняя половина, середина . . .	0,26	0,018	0,028
верхняя половина, край	0,31	0,022	0,032
нижняя половина, край	0,31	0,022	0,032

Так как кристаллы, находящиеся в средней части нижней половины болванки, значительно чище, чем это соответствовало бы среднему составу стали, то, очевидно, здесь во время затвердевания должно было каким-то образом произойти накопление ранее выделившихся богатых железом кристаллов, прежде чем эти кристаллы имели возможность выравнивать свой состав при понижающейся температуре. Это объясняется тем, что сталь всегда стремится к переохлаждению, и после того, как застывание с поверхности привело к образованию наружной корки определенной толщины, в жидком ядре началось самостоятельное образование кристаллов. Они плавают свободно в маточном растворе и, соответственно своему большому удельному весу, постепенно опускаются вниз, в это время, как более легкий по своему удельному весу, и более богатый примесями маточный раствор поднимается кверху и собирается в верхней половине болванки.

Выявление ликвации. Ранее уже указывался способ Баумана для выявления ликвации серы и травления двухлористой аммонийномедной солью, по Гейну, для обнаружения обогащенных С и Р участков.



Нат. велич.

Фиг. 316. Проба Баумана на серу. Ликвация в стальных листах.

очень интересные результаты. При этом поступают следующим образом. Тщательно отполированный образец травят пикриновой кислотой; перлит окрашивается в темный цвет, а феррит остается светлым. Если в данной стали имеются зоны, богатые фосфором, то они содержат в общем гораздо меньше перлита, чем остальное сечение образца. Чтобы доказать существование зон, богатых фосфором, исследуемый шлиф погружают до половины в раствор двухлористой аммонийномедной соли, как это схематически представлено на фиг. 318. Затем шлиф вынимают из жидкости и обмывают, как обычно при травлении этим реактивом. Если богатые ферритом места содержат еще и большое количество фосфора, то под действием двухлористой аммонийномедной соли они окрасятся в темный цвет.

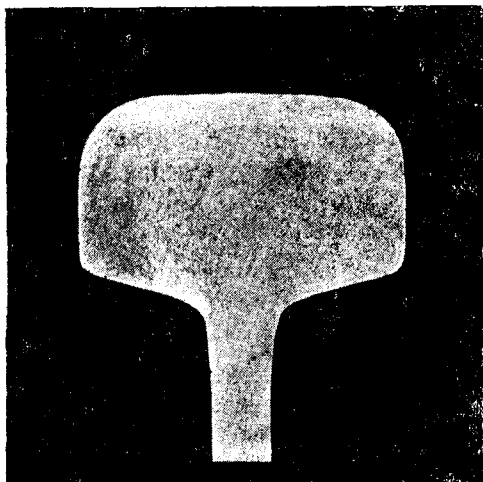
Фиг. 319 — пример такого опыта.

Применение двухлористой аммонийномедной соли во многих случаях невозможно, так как осадок меди очень сильно удерживается некоторыми сортами стали. Можно, конечно, растворить этот осадок, употребляя определенные растворы, однако, такой метод весьма сложен.

На фиг. 316 представлены баумановские отпечатки с разрезов двух стальных листов. Верхний, более загрязненный серой, соответствует верхнему (головному) концу слитка, нижний, более чистый — нижнему концу.

На фиг. 317 приведен пример травления реактивом Гейна.

Исследование микрошлифов после травления двухлористой аммонийномедной солью в соединении с пикриновой кислотой дает часто



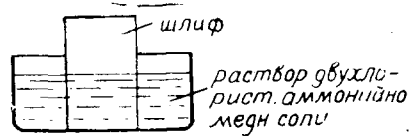
Реактив Гейна

× 2/3

Фиг. 317. Рельс со слабой ликвацией.

В подобных случаях очень хорошо зарекомендовало себя травление по Обергофферу.

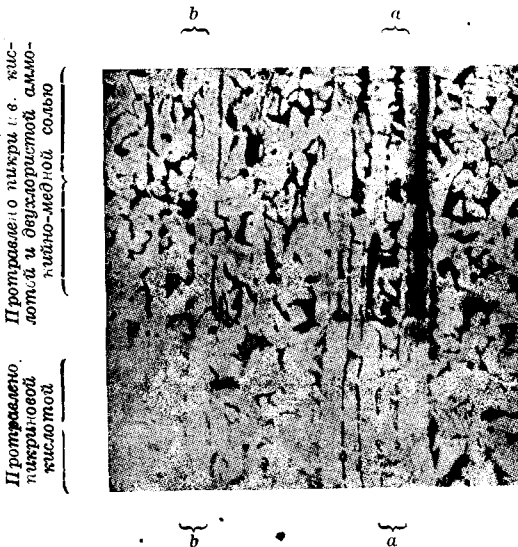
Необходимо отметить, что в каждой стали можно обнаружить ликвацию большей или меньшей степени. В общем, ликвация действует неблагоприятно на механические свойства, однако, это неблагоприятное влияние тем меньше, чем меньше разность концентраций. Так как металлографическими методами можно обнаружить даже очень незначительную разность концентраций, то выявление ликвации само по себе еще недостаточно для того, чтобы



Фиг. 318. Частичное травление двухлористой аммонийномедной солью.

признать материал плохим. Для более глубокого изучения необходимо произвести химическое исследование степени ликвации.

О влиянии включений и ликвации на свойства стали будет сказано ниже, так как оно сказывается особенно сильно при последующей механической или термической обработке. Часто совместное влияние усадочной раковины, включений и ликвации таково, что сталь при дальнейшей обработке теряет местами сплошность. Так на фиг. 320 представлен разрез котельного листа, на правой стороне которого отчетливо видна щель, разделяющая лист на две части. Причина этого дефекта заключается в том, что внутренние, богатые примесями части листа, которые к тому же имеют часто с самого начала вследствие усадочной раковины

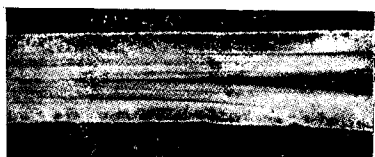


Фиг. 319. Литая сталь (0,15% С) со строчечной структурой. Двойное травление показывает, что строчки феррита *a* богаты фосфором, а строчки феррита *b* свободны от него.

недостаточную связь, не смогли вынести в результате чего получился разрыв. На фиг. 321 представлена пузырчатая поверхность полосовой стали. Образование пузырей относится за счет местных скоплений включений. Эти включения носят, главным образом, характер окислов, которые при нагреве реагируют с углеродом, выделяя окись углерода. Так как вследствие дальнейшей обработки и уплотнения поверхности сталь становится труднопроницаемой для газов, то образовавшиеся газы вспу-

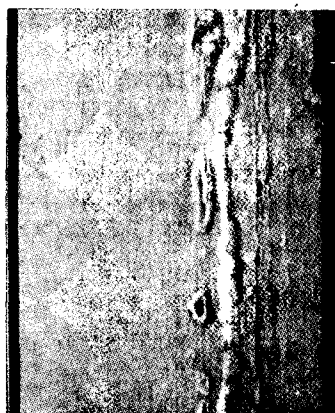
чивают поверхность листа, создавая расслоения и пузырчатую по верхность.

Газовая ликвация. Обергоффер (5) доказал, что в некоторых случаях появляются местные расслоения, незначительные по объему, образование которых объясняется тем, что богатый примесями маточный раствор втягивается в газовые пустоты. Нижняя часть болванки,



↑
Расслоение

Фиг. 320. Лист с расслоением, образовавшимся в результате большого количества включений и чрезмерной ликвации.



Не протравлено Нат. вел.

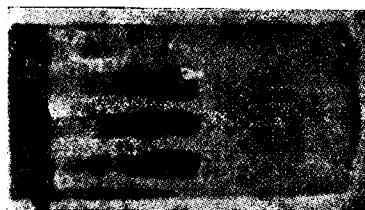
Фиг. 321. Поверхность полосовой стали. Пузыри образовались благодаря включениям, которые при отжиге дали с углеродом стали окись углерода, в результате чего произошло расслоение металла.



↑
Газовая ликвация

↑
Середина слитка

Фиг. 322. Слиток с газовой ликвацией у левого края. В середине — вторичная усадка.



Проба Баумана на серу

Фиг. 323. Деталь фиг. 322.

представленная на фиг. 322, является примером такого явления когда часть газовых пузырей заполнилась богатым примесями маточным раствором. В данном примере маточный раствор богат, главным образом, серой, и на фиг. 323 можно видеть, что подкорковые пузыри заполнены обогащенной серой сталью.

Ликвацией кристаллов (дендритная ликвация), в противоположность ликвации слитка (зональная ликвация), называют такую неоднородность в составе, которую можно обнаружить внутри одного кристалла. В основном она объясняется недостаточным выравниванием состава первично выделившихся скелетов кристаллов. Ликвацию кристаллов можно обнаружить, если образец стали протравить реактивом Обергоффера на дендритную структуру (фиг. 282).

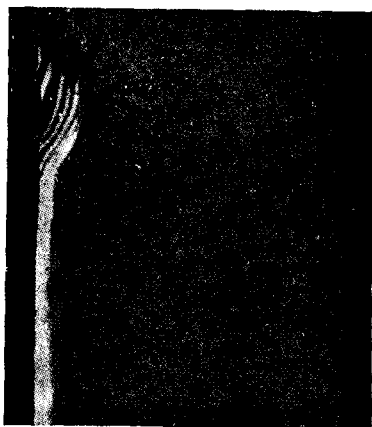
Кроме описанных видов включений и ликвации, возникает явление которых обуславливается самим способом изготовления и явлениями при затвердевании, часто встречаются включения особого рода, образование которых носит чисто случайный характер. Так, например, бывает, что раскислители даются слишком поздно и они не успевают вполне раствориться к моменту затвердевания стали. На фиг. 324 по левому краю видны светлые места, которые чрезвычайно тверды и трудно разьедаются травителями. Анализ обнаружил содержание марганца, равное 3,3%, в то время, как данная сталь содержит его только ~1%. Присутствие таких включений объясняется тем, что добавленный ферромарганец не успел равномерно распределиться в металле. Места, богатые Mn, являются самозакаливающимися и имеют мартенситовую структуру. Это и замедляет разьедающее действие травителя.

б) Горячая механическая обработка

Горячая механическая обработка литых болванок производится прокаткой или ковкой. При этом происходит глубокое изменение структуры, которое в основном состоит в разрушении литой структуры. Процесс деформирования происходит при этом таким образом, что материал течет, большей частью, в одном направлении, давая тем самым преимущественное направление для вытяжки.

При прокатке вытяжка достигает зачастую весьма значительной величины — до 1 : 100 (отношение диаметра готового изделия к диаметру болванки) и больше, — в то время как при обработке больших поковок степень деформирования ограничивается отношением 1 : 3. Кроме вытяжки, деформирование сопровождается еще уширением и обжатием; иными словами, деформирование происходит по трем перпендикулярным друг к другу осям.

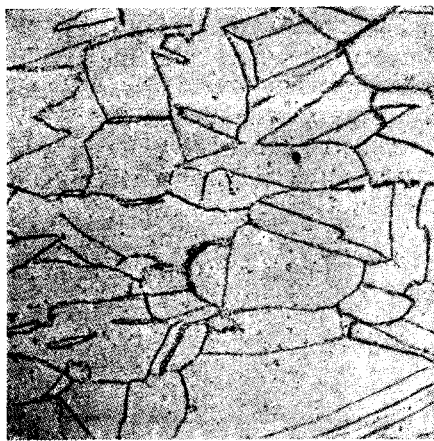
При деформировании идеальная форма литой структуры, а именно зернистая структура, изменяется в том смысле, что горячая механическая



Пижриновая тислота ×2

Фиг. 324. Светлое место в поковке. Содержание марганца во включении составляет 3,3% при 1,3% в остальном металле. Причина: неполностью растворившийся ферромарганец.

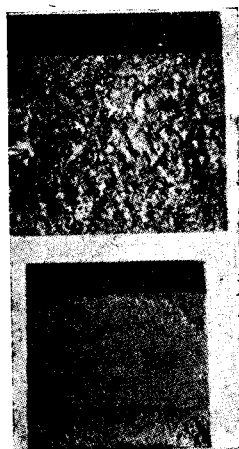
обработка заставляет кристаллы вытягиваться. Это вытягивание при деформации стали в интервале температур 800—900° и последующем быстром охлаждении может быть обнаружено металлографическим анализом. У высоколегированной аустенитовой стали вытягивание кристаллов сохраняется и при охлаждении на воздухе. На фиг. 325 представлена вытянутая зернистая структура стали с 18% Cr и 8 Ni. Равновесие напряжений, имеющее место в литой структуре на границах зерен, под действием вытяжки нарушается. При высоких температурах горячей обработки, при которых кинетическая энергия



Протрава V₂A

×200

Фиг. 325. Вытянутая зернистая структура аустенитовой стали.

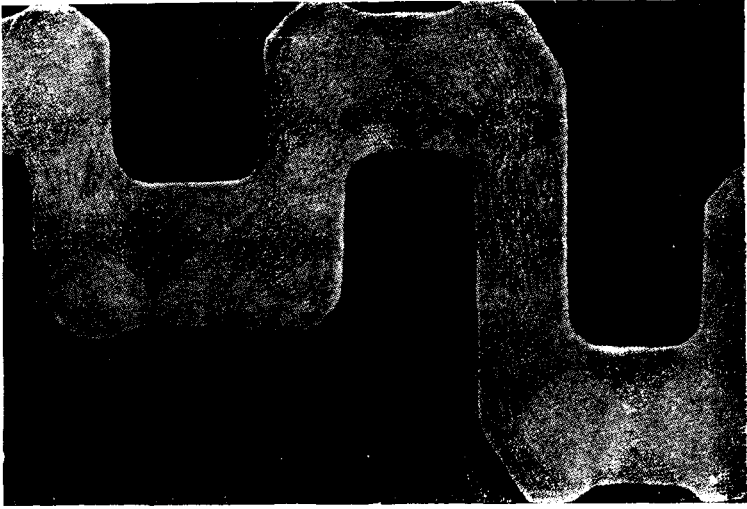


Фиг. 326. Cr-Si сталь; вверху—вид нормального излома; внизу — после критической деформации — образование грубого зерна.

наименьшей частицы сравнительно велика, отдельные зерна стремятся уничтожить эти напряжения путем перекристаллизации или, лучше сказать, рекристаллизации.

Как будет указано в главе о холодной обработке, это новообразование кристаллов может быть связано, как с уменьшением, так и с увеличением размеров зерен по сравнению с литой структурой. В общем можно сказать, что чем слабее степень деформирования и чем выше температура, сопровождающая его, тем крупнее будут зерна. Низкая температура деформирования и большая его степень обуславливают, таким образом, образование мелкозернистой структуры и вязкости. Зависимость различной величины зерен от разных условий деформирования показана на фиг. 326.

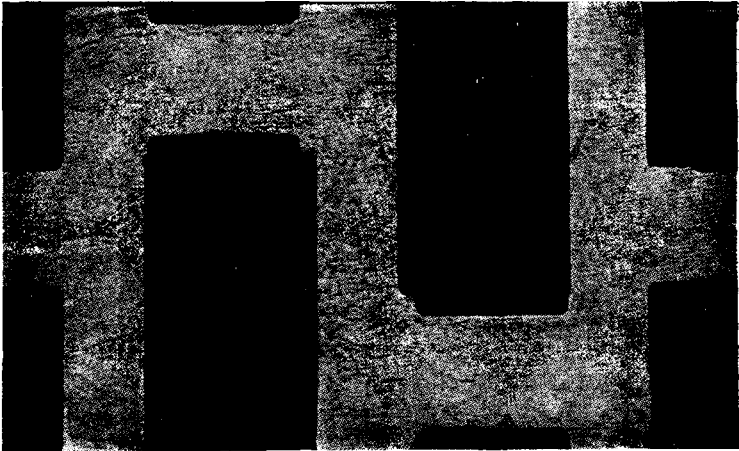
Независимо от вышеупомянутых явлений рекристаллизации, кристаллы с определенной степенью ликвации — дендриты — вытягиваются при горячей обработке, в результате чего получается продольная волокнистость, выявлением которой можно определить характер процесса течения металла. На фиг. 327 и 328 изображены коленчатые валы, из которых один был вырезан из заготовки,



Дихлористая аммонийно-медная соль

Около $\frac{1}{2}$ нат. велич.

Фиг. 327. Ход волокон в откованном в штампах
коленчатом вале.



Дихлористая аммонийно-медная соль

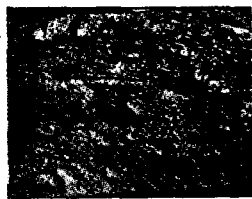
Около $\frac{1}{2}$ нат. велич.

Фиг. 328. Ход волокон в коленчатом вале, вырезанном из
заготовки (волокна перерезаны).

а другой согнут в штампах. Травлением двуххлористой аммонийно-медной солью можно восстановить весь ход процесса изготовления коленчатого вала по расположению первичной ликвации. Становится понятным, что вследствие односторонней вытяжки и обусловленной ликвацией неоднородности материала, механические свойства катаной и кованой стали должны быть неодинаковы в продольном и поперечном к действию деформации направлениях. Очень резко выраженная ликвация может повести к образованию волокнистого излома, который при грубой волокнистости называется шиферным, а при тонкой — просто волокнистым или тонковолокнистым изломом. На фиг. 329 представлен тонковолокнистый излом, а на фиг. 330 — шиферный.



Фиг. 329. Волокнистый излом.



Фиг. 330. Шиферный излом.

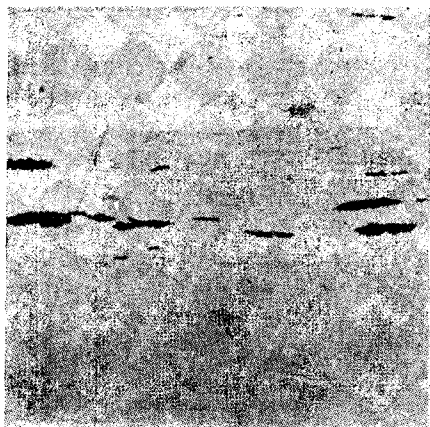
Огромное значение в образовании волокон имеет количество и распределение шлаковых включений в слитке.

Различаются следующие виды включений:

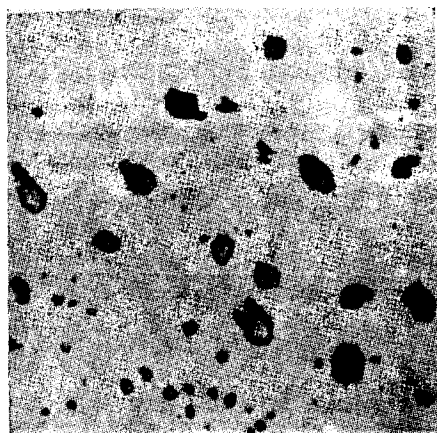
- а) такие, которые при температуре деформации деформируются пластически, например, сернистый марганец;
- б) такие, которые не поддаются деформации и могут быть механическим путем только разрушены, например, включения глинозема;
- с) такие, которые располагаются в металле в виде сетки по границам зерен первичных кристаллов и плавятся при температуре горячей механической обработки, например, эвтектика сернистого железа;
- д) такие, которые хотя и образуют сначала сетку вокруг первичных зерен, но опять диффундируют внутрь первичного кристалла (при высоких температурах).

На фиг. 331 представлены включения сернистого марганца, которые при температуре горячей механической обработки вытянулись вследствие своей пластичности и расположились в металле в форме тонких длинных строчек. На фиг. 332 представлены мелкие округлые включения глинозема, которые разрушились в процессе деформации. Эти шлаковые включения обуславливают, как было указано выше, сильную волокнистость материала, соответствующую направлению вы-

вытяжки при прокатке. На фиг. 333 представлены: пружинная сталь с высоким содержанием шлаков и волокнистым изломом и сталь того же состава, чистая и со здоровым прямым изломом.



Не протравлено ×100
 Фиг. 331. Вытянутые включения сернистого марганца.



Не протравлено ×100
 Фиг. 332. Шаровидные включения глинозема.

Включения, которые, подобно сернистому железу, располагаются по границам зерен и плавятся при температуре горячей обработки, понижают обрабатываемость стали. Высоко сернистое железо становится при температуре ок. 900° хрупким (красноломкость) (фиг. 334). Осторожным нагреванием при высоких температурах, около 1100°, подобные включения часто можно заставить вновь продиффундировать в кристаллы твердого раствора. Пониженная при 900° обрабатываемость восстанавливается при 1100°.

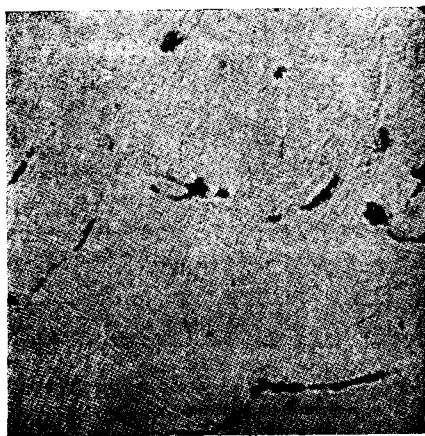


1, *нат. велич.*
 Фиг. 333. Длинноволокнистый излом рессорного листа с высоким содержанием шлаковых включений (слева) и прямой нормальный излом чистой стали того же состава (справа).

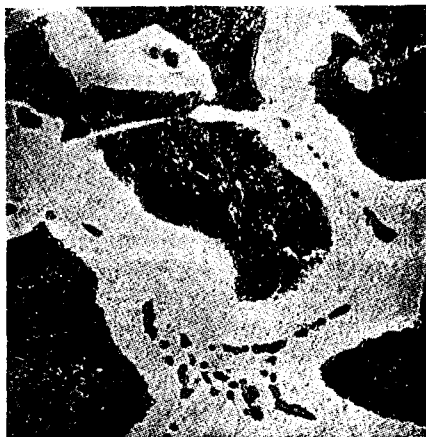
При нагревании до несколько более высокой температуры, например, до 1200°, металл, вследствие высокого содержания серы, начинает плавиться гораздо раньше, чем сталь с меньшим содержанием серы, и такой материал оказывается при ковке и прокатке хрупким (желтоломкость).

Поэтому для каждой стали, в зависимости от рода включений, существует определенная область температур деформации, за пределами которой она теряет способность обрабатываться.

Те включения, которые при высоких температурах переходят в раствор, снова осаждаются по краям зерен после охлаждения при горячей обработке. Так как выделение их происходит при высоких температурах, то может иметь место определенная фиксация той величины зерен, которая наблюдалась при высоких температурах; поэтому, несмотря на последующее γ — α превращение, сколь-нибудь значительного уменьшения величины зерен получить уже не удастся¹. Часто вокруг подобных включений выделяется феррит (фиг. 335).



Фиг. 334. Сульфидные включения по краям зерен (склонность к красноломкости).



Пикриновая кислота $\times 500$
Фиг. 335. Выделения феррита во-
круг включений.

Влияние газовых пузырей в горячо обработанном металле может выразиться различно, в зависимости от того, заполнен ли пузырь обогащенным маточным раствором или нет. Защищенный от доступа наружного воздуха и абсолютно свободный от ликвации пузырь может при горячей обработке совершенно завариться, не оставя после себя никаких следов. Пузыри с сильной ликвацией завариваются труднее и обнаруживаются металлографически в виде вытянутых ликвационных зон. Если при горячей обработке в какой-либо пузырь попадает воздух, то, если даже сварка и произойдет, вокруг сваренного места будет все же наблюдаться небольшой кружок феррита, как результат имевшего место обезуглероживания (фиг. 344).

¹ Автор, очевидно, выразился в данном случае не совсем удачно. Надо полагать, что он имеет в виду не γ — α превращение, происходящее при охлаждении и не вызывающее измельчения зерен, а превращение σ — γ при последующем новом нагреве, при котором, как известно, происходит радикальное измельчение зерен. — *Ред.*

На месте заварившейся усадочной раковины почти всегда остаются скопления ликватов и включений. Подобные дефекты можно обнаружить в продольном изломе стальной пробы (фиг. 312).

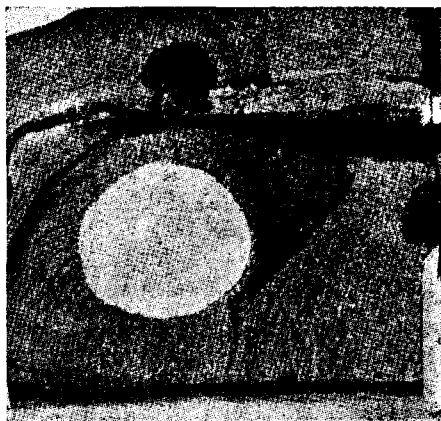
Все вышесказанное относится также к ликвациям.

Продукты ликвации при горячей механической обработке вытягиваются и могут быть обнаружены в соответствующих местах обработанного материала (фиг. 316 и 317).

У целого ряда сталей, особенно у воздушно-закаливаемых, при пробе на излом часто обнаруживаются внутренние трещины, имеющие определенную протяженность. Они обнаруживаются также с помощью травления поперечного темплета (фиг. 336) разбавленной соляной кислотой. На фиг. 337 представлен излом через подобные трещинки, на-



Разведенная соляная кислота $\frac{1}{5}$ нат. в.
Фиг. 336. Макрошлиф хромоникелевой стали с внутренними трещинами (флокенами).



Нат. вел.
Фиг. 337. Раскрытые изломом флокены из фиг. 336.

зываемые обычно «флокенами». Их легко узнать по округлой форме, цвету и характерной зернистости излома. Яснее всего флокены различимы в закаленном состоянии. Причиной их образования являются, повидимому, напряжения, имеющие место при горячей обработке, в соединении с напряжениями при охлаждении и, особенно, при превращениях.

Важнейшие дефекты, могущие возникнуть при горячей механической обработке, следующие: трещины вследствие слишком быстрого нагревания и происходящего отсюда неравномерного расширения, пережог, перегрев, вторичная строчечная структура, обезуглероживание, разрывы, закаты, трещины от перенапряжения.

Если кусок стали ввести сразу в горячую печь или слишком быстро нагревать, то наружные слои, поглощая теплоту, начинают быстро расширяться. Более холодное ядро не поспевает за этим расширением, в результате чего образуются трещины. На фиг. 338 представлена

подобная трещина. Опасность появления этих трещин тем больше, чем ниже теплопроводность стали.

Если нагревать сталь в окисляющей атмосфере при температуре, немного ниже точки плавления, то она приобретает способность поглощать путем диффузии кислород — по границам зерен. При последующей горячей механической обработке в этих местах обнаруживается красноломкость или желтоломкость. В таких случаях говорят о пережоге материала. Если в дальнейшем металл не будет подвергаться более значительной деформации, то по мелким включениям вокруг зерен можно с помощью металлографического анализа (фиг. 339) установить, что вышеупомянутый процесс в данном случае действительно имел место.

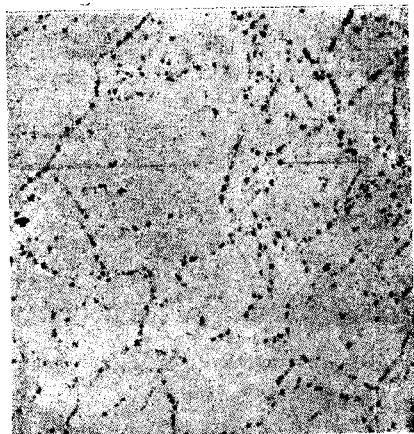


$\frac{1}{2}$ нат. вел.

Фиг. 338. Трещина от неравномерного нагревания

Перегрев ковального или катаного металла получается тогда, когда конечная температура обработки слишком высока, а химический состав металла не изменяется ни под влиянием усвоения кислорода, ни под влиянием обезуглероживания. Следствием перегрева является грубозернистая структура (фиг. 340). При очень сильном перегреве феррит в доэвтектоидных сталях и цементит в заэвтектоидных отлагаются преимущественно по плоскостям октаэдра. Подобную структуру, наблюдаемую и в отливках, называют Видманштеттовой структурой (фиг. 341).

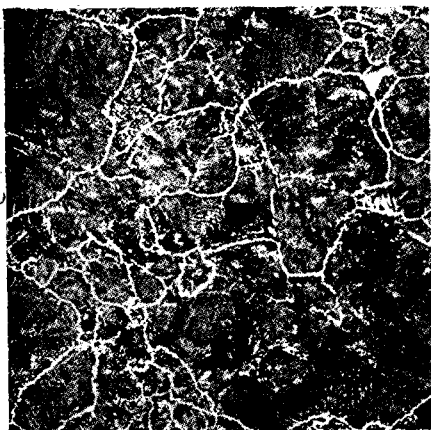
Если горячую механическую обработку доэвтектоидных сталей производить при слишком низких температурах, т. е. в интервале между A_3 и A_1 , то получится вторичная строчечная (полосчатая) структура. При температуре деформации такая структура состоит из α -железа и твердого раствора γ — согласно диаграммы железс-углерод (линия GOS). При охлаждении после обработки перлит выделяется из вытянутых γ -кристаллов рядом с ферритом в форме стро-



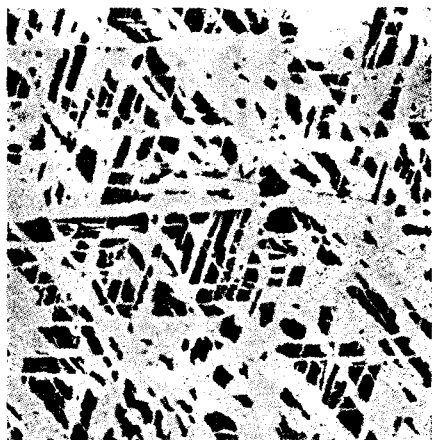
Не протравлено

$\times 20$

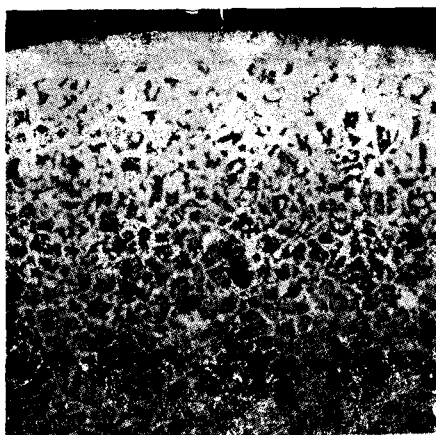
Фиг. 339. Снимок показывает, что каждое зерно стали окружено со всех сторон пленкой окислов. Известная как «красноломкость» хрупкость кислород содержащей стали при красном калении обуславливается тем, что пленка окислов сама по себе хрупка и препятствует свариванию соседних зерен.



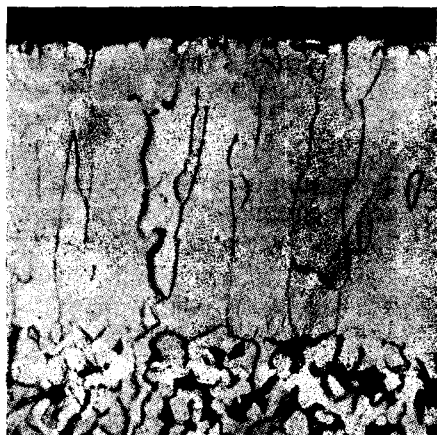
Пикриновая кислота $\times 10$
 Фиг. 340. Грубая сетчатая, (со следами видманштеттовой структуры), структура стали, ковальной при слишком высокой температуре.



Пикриновая кислота $\times 20$
 Фиг. 341. Литая структура фасонной стальной толстостенной отливки с $0,13\%$ C.



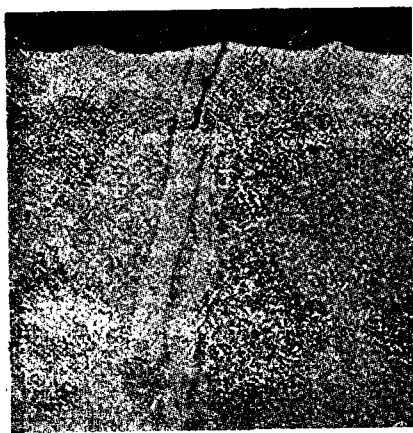
Пикриновая кислота $\times 100$
 Фиг. 342. Поверхностное обезуглероживание.



Пикриновая кислота $\times 500$
 Фиг. 343. То же что на фиг. 342.

чек (фиг. 319). Последующим отжигом при температуре выше A подобная вторичная строчечность, в противоположность первичной, может быть устранена.

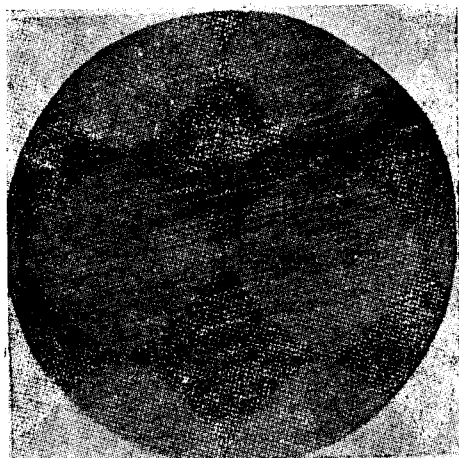
При нагревании железо-углеродистых сплавов до температуры прокатки иликовки в окисляющей атмосфере кислород проникает в поверхностный слой стали. Здесь он реагирует с углеродом металла, следствием чего является обезуглероживание поверхностного слоя (фиг. 342 и 343). Так как обезуглероженная зона при последующей термической обработке не принимает закалки вследствие пониженного



Пикриновая кислота

$\times 10$

Фиг. 344. Поверхностная неоднородность. Кислород проникает через поверхностную трещину и окисляет углерод на определенной глубине по обеим сторонам трещины.



$\frac{1}{2}$ nat. велич.

Фиг. 345. Трещина, образовавшаяся при ковке.

содержания в ней углерода, сильно обезуглероженные стали становятся непригодными для изготовления инструментов без предварительного удаления поверхностного слоя.

Если в наружных слоях слитка имеются частицы шлака или открытые и окисленные поверхностные пузыри, то часто в процессе дальнейшей обработки (нагрев или отжиг) содержащие кислород включения реагируют с углеродом окружающего их металла. Поэтому эти места делаются беднее углеродом, вследствие чего возникают полосы иного чем основной металл состава. На фиг. 344 дан пример подобной поверхностной неоднородности. Ясно видно, что полоска феррита довольно глубоко проникает в материал. Если даже видимую на поверхности трещину удалить снятием стружки, то и в этом случае всегда остается участок, несколько отличающийся по составу и свойствам от основного металла.

Внутренние трещины образуются в процессековки при слишком сильном обжатии. Они получаются тем легче, чем больше разница

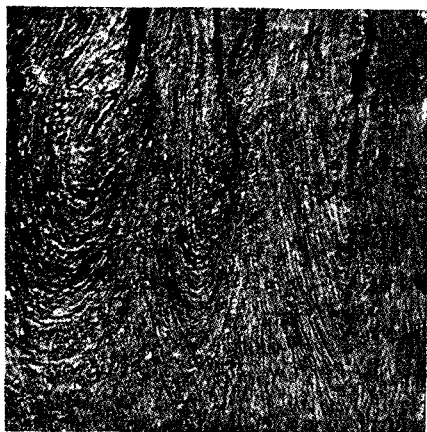
В температурах поверхности и ядра изделия, т. е. особенно в тех случаях, когда ядро отстаёт при нагреве от наружных слоев. Подобного рода трещина (надрыв) представлена на фиг. 345.

Аналогичные явления могут иметь место при неправильном выборе ковочных инструментов (например, неправильное соотношение ширины наковальни и диаметра болванки).



Пикриновая кислота [Нат. велич.]

Фиг. 346. Складки, как следствие неправильной прокатки (закат).

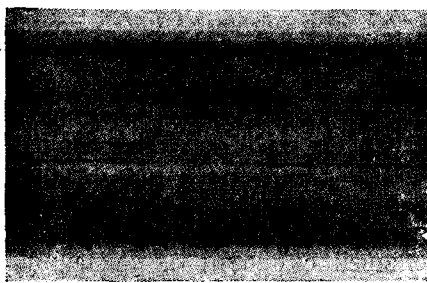


Реакция Оберго сфера $\times 100$

Фиг. 347. Складки как следствие неправильнойковки.

При неправильной ковке или прокатке на поверхности здоровых слитков могут образовываться складки. Эти дефекты называют пледами и закатами (фиг. 346). Закаты часто легко различимы по наклонному расположению (в сечении) и по окружающей их обезуглероженной зоне. По ходу волокон можно при некоторых обстоятельствах установить, что данная складка является дефектомковки (фиг. 347). Волокна стали расположены дугообразно вокруг трещины, и ее происхождение делается вполне очевидным.

Если не уделять должного внимания охлаждению после горячей механической обработки, то, вследствие слишком резкого охлаждения (на стеллаже), могут возникнуть закалочные явления (по крайней мере у воздушно-закаливаемых сталей), следствием которых является образование трещин,— результат напряжений.



$\frac{1}{2}$ нат. вел.

Фиг. 348. Трещины от напряжений вследствие неравномерного охлаждения.

с) Термическая (тепловая) обработка

По окончании затвердевания стальные слитки претерпевают уже в твердом состоянии те превращения, которые определяются диаграммой железо-углерод (стр. 71). Те же превращения претерпевают после деформации кованные и катаные изделия. При повторном нагревании за линию *GOSE* после полного охлаждения в структуре железо-углеродистых сплавов происходят существенные изменения.

Практическое использование превращений в твердом состоянии, согласно диаграммы железо-углерод, и вызываемые ими изменения структуры и свойств при быстром или медленном охлаждении составляют содержание отдела технологии металлов, именуемого термической или тепловой обработкой. Не только углерод, но и другие элементы, путем изменения своей растворимости в железе могут влиять на термообработку, вызывающую значительное изменение свойств данного сплава железа. На это будет кратко указано при разборе отдельных легирующих элементов.

В основе всего процесса термообработки железо-углеродистых сплавов лежит тот факт, что обладающее решеткой куба с центрированными гранями γ -железо обладает повышенной растворимостью в отношении углерода, в то время как в α -железе углерод почти нерастворим. При охлаждении сплава с 0,9% С от γ -состояния имеют место следующие процессы:

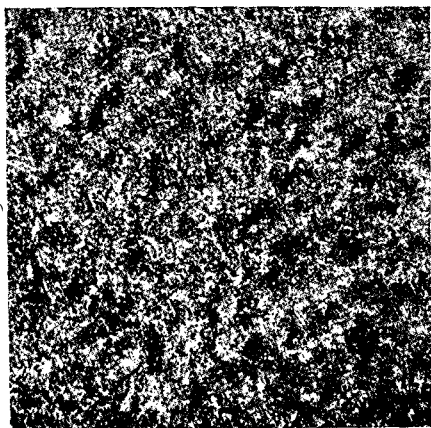
а) при переходе точки *Ar* γ -железо превращается в α -железо;
б) вследствие понижающейся растворимости углерода, последний выделяется из твердого раствора и образует с α -железом карбид железа;

с) этот карбид железа стремится к наиболее устойчивой (глобулярной) форме, т. е. к состоянию наименьшего поверхностного натяжения.

Эти три процесса могут только тогда пройти до конца, если скорость охлаждения чрезвычайно мала. Если скорость охлаждения повышается, то коагуляции цементита не наблюдается. Вместо зернистого перлита образуется пластинчатый. Одновременно вследствие гистерезиса понижается в определенной степени точка превращения *Ar*.

При дальнейшем повышении скорости охлаждения точка превращения понижается до 650°. При этом пластинки цементита становятся очень мелкими и получается сорбитовая структура, а при еще большей скорости охлаждения — трооститовая. Обе эти структуры соответствуют чрезвычайно тонкому распределению цементита в α -железе (фиг. 349). Мерилом скорости охлаждения служит падение температуры в единицу времени в интервале между 700 и 200°. Чем больше эта величина, тем больше скорость охлаждения. Если повысить скорость охлаждения железо-углеродистого сплава еще больше, то превращения, обозначенного выше как «б», уже не будет наблюдаться. Это значит, что хотя превращение γ -железа в α -железо и произошло, но углероду не хватило времени для того, чтобы выделиться и образовать карбид железа. Полученная таким путем структура носит название мартенсита. Одновременно имеет место скачко-

образное падение точки Ar . Точка превращения при 650° понижается до 300° . Верхнюю точку рекалесценции обозначают Ar' , нижнюю — Ar'' , а скорость охлаждения, необходимую для понижения точки превращения до 300° — критической скоростью охлаждения. В определенной области скоростей превращения точки Ar'' и Ar' могут наступать совместно. В этой области скоростей охлаждения структура состоит частично из троостита и частично из мартенсита.



Пикриновая кислота ×300

Фиг. 349. Хромоникелевая сталь $0,21\% \text{ C}$, $10\% \text{ Cr}$, $1,75\% \text{ Ni}$; троостит отпуска.



Пикриновая кислота ×100

Фиг. 350. Образование аустенита в стали с $1,5\% \text{ C}$, закаленной в ледяной воде с высокой температурой. Аустенит — светлый, мартенсит — темный.

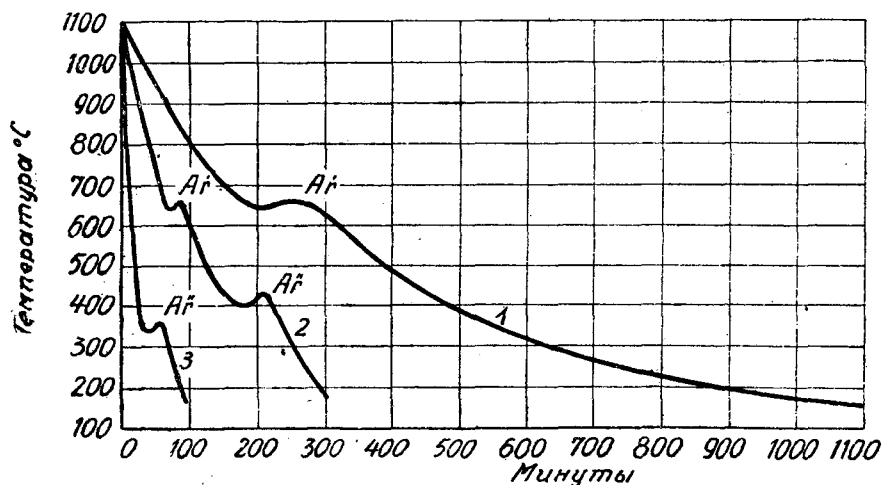
При дальнейшем повышении скорости охлаждения должна была бы возникнуть точка, при которой удалось бы воспрепятствовать процессу «а», т. е. γ — α -превращению. У чистых железо-углеродистых это удается лишь частично и только при условии закалки железо-углеродистых сплавов с содержанием углерода более $0,9\%$ при температурах, лежащих выше линии ES , т. е. когда γ -железо особенно сильно насыщено углеродом. Присадкою легирующих элементов можно значительно понизить критическую скорость охлаждения. У таких сплавов удается аннулировать все превращения и получить чисто аустенитовую структуру при закалке.

При повышении содержания углерода критическая скорость охлаждения также понижается, как это видно из фиг. 350, где представлено образование аустенита в стали с содержанием C свыше $0,9\%$.

Шевнару удалось при помощи очень чувствительных измерительных приборов обнаружить превращение при $\infty 300^\circ$ в углеродистых сталях, при быстром охлаждении. Для наблюдения превращений при

повышенных скоростях охлаждения Шевнар пользовался своим dilatометрическим методом.

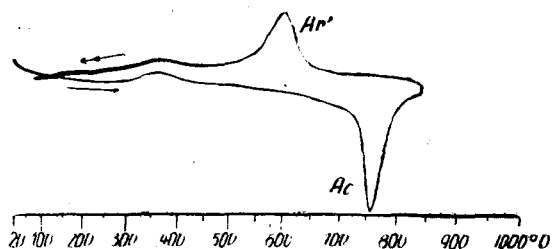
На фиг. 351 даны три кривые охлаждения хромоникелевой стали с 0,5% С, 3% Ni и 1,5% Cr — при различных скоростях охлаждения.



Фиг. 351. Кривые охлаждения хромоникелевой стали при различных скоростях охлаждения. 0,5% С, 3% Ni, 1,5% Cr.

Кривая 1, для образца, охлаждавшегося от 1100 до 200° в течение 900 минут, показывает только превращение Ar' при 650°; кривая 2

соответствует образцу, который прошел тот же температурный интервал за 290 минут и показывает двойную точку — Ar' при 650° и Ar'' при 420°. Наконец, кривая 3 при скорости охлаждения в 90 минут показывает только нижнюю точку превращения Ar'' при 350°.



Фиг. 352. Кривые нагревания и охлаждения хромоникелевой стали с 0,38% С, 3,21% Ni и 2,18% Cr (закалка не наступила).

Помимо скорости охлаждения, некоторую роль играет и та начальная температура, до которой был нагрет образец стали перед охлаждением.

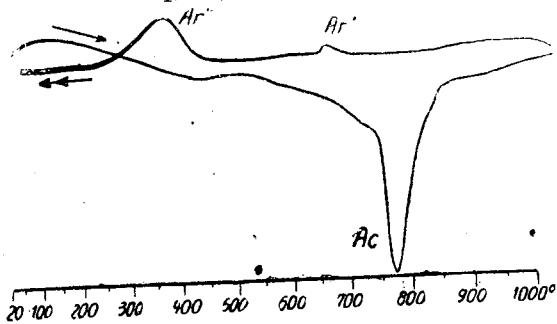
Если охлаждать сталь со скоростью, очень близкой к критической, то поднятию начальной температуры нагрева можно заставить исчезнуть точку Ar' и появиться точку Ar'' . Другими словами, если образец стали при закалке с 850° обнаруживает еще трооститовую структуру, то при охлаждении в аналогичных условиях, но с 1050° он покажет мартенситовую структуру. Фигуры 352 и 353 поясняют это.

Более длительным выдерживанием при температуре закалки до стигают того же, что и при ее повышении. По всей вероятности, оба явления основываются на том, что в обоих случаях твердый раствор приобретает большую равномерность, а следовательно и большую устойчивость.

Если повторно нагревать охлажденную с критической скоростью сталь до температур, лежащих ниже A_{c1} , то, в зависимости от высоты нагрева можно будет вновь наблюдать превращения, исчезнувшие при быстром охлаждении. Другими словами, γ -железо превратится в α -железо, углерод выпадает из α -железа и, в конце концов, образует карбид железа. Чем больше температура нагрева приблизится к A_{c1} , тем полнее будут протекать эти три процесса.

Из всего вышеизложенного следует, что, широко варьируя обработку железо-углеродистых сплавов, можно получать самые разнообразные виды структуры. Общая проблема термической обработки стали складывается из трех основных разделов:

- 1) отжиг,
- 2) закалка,
- 3) улучшение (отпуск).



Фиг. 353. Кривые нагревания и охлаждения хромоникелевой стали с 0,38% С, 3,21% Ni и 2,18% Cr (закалка наступила).

1. Отжиг

Различают четыре рода отжига:

- а) диффузионный (т. е. для выравнивания химсостава и структуры за счет диффузии);
- б) умягчающий — для лучшей обрабатываемости;
- с) умягчающий — для лучшей обрабатываемости при одновременном улучшении структуры;
- д) для устранения напряжений.

а) *Диффузионный отжиг* действует преимущественно на первичную структуру. При нагревании до температуры несколько ниже точки плавления удается частично устранить ликвацию.

б) *Умягчающий отжиг*. Стальные отливки и поковки, в зависимости от скорости охлаждения, приобретают ту или иную структуру (фиг. 354). В большинстве случаев образуется пластинчатый перлит или сорбит. Под влиянием нагревания до температуры, лежащей несколько ниже точки A_1 (680—720°) цементит становится зернистым (сфероидизируется) (фиг. 355). Так как точка превращения A_{c1} при этом не превышаетя, то зерна феррита не претерпевают никаких превращений и мелкозернистая структура при подобного рода

отжиге не достигается. Так, например, грубозернистая структура крупной поковки (фиг. 340) при подобном отжиге совершенно не изменится. Соответственно этому, независимо от понижения прочности, при подобного рода отжиге не наблюдается сколько-нибудь заметного улучшения свойств, особенно вязкости.

с) *Умягчающий отжиг* с одновременным улучшением структуры. Если целью термообработки является изменение структуры, а тем самым и всех механических свойств, то отжиг стального изделия необходимо производить при температуре, превышающей на 20—30°



Пикриновая кислота ×600
Фиг. 354. Сталь с 0,88% С. Пластинчатый перлит.

линии GOS, чтобы при последующем охлаждении из области твердого раствора добиться совершенно новой кристаллизации.

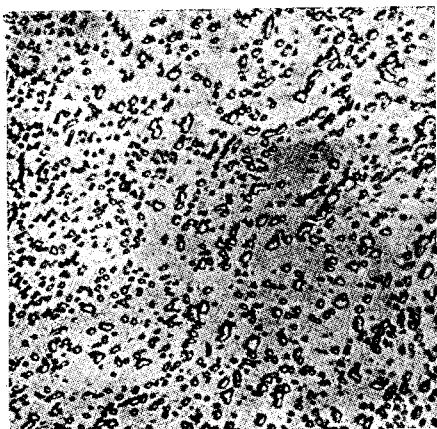
Фигуры 341 и 356 показывают литую структуру крупных стальных фасонных отливок с содержанием углерода в 0,13 и 0,29%. Литая структура наблюдается и в крупных поковках с малой степенью уковки, как это показано на фиг. 357. Как уже отмечалось выше и как показывает фиг. 357, отжигом при 650° нельзя добиться существенных изменений структуры.

После отжига при 850° эта же самая сталь совершенно меняется, (фиг. 358). Перлит и феррит обнаруживают однородную

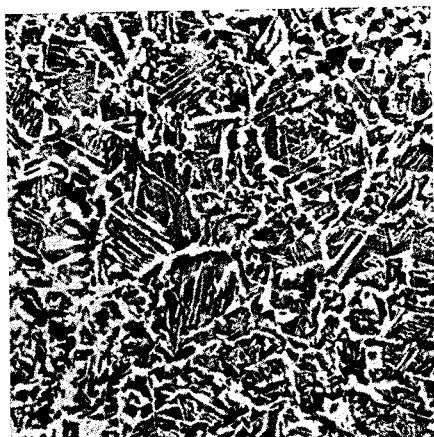
мелкую зернистость. Если охлаждение вблизи A_1 протекает достаточно медленно, то перлит становится зернистым. Помимо измельчения зерна, образуется чрезвычайно благоприятная для обработки структура.

д) *Отжиг для устранения напряжений*. Всякая отливка, а равно и охлажденные с высоких температур поковка или прокат, вследствие неравномерности охлаждения приобретают, как правило, внутренние напряжения, которые необходимо устранить, чтобы изделие в процессе последующей обработки не получило стойких изменений формы или не дало трещин при малейших дополнительных напряжениях, могущих всегда иметь место при нагревании, обработке или в работе.

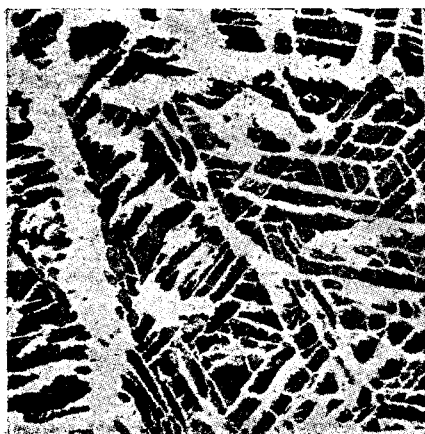
Для устранения таких внутренних напряжений изделие необходимо нагреть до таких температур, при которых предел упругости настолько низок, что существующие напряжения могут его преодолеть. Для большинства легированных и нелегированных сортов стали такой температурой является 650°. Совершенно ясно, что отжиг для устранения напряжений только тогда может быть успешным, когда изделие будет равномерно нагреваться во всех своих частях до тем-



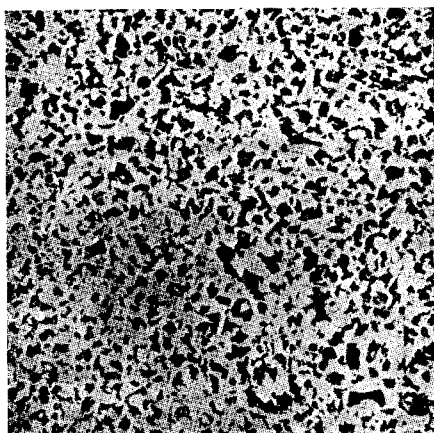
Пикриновая кислота ×600
 Фиг. 355. Сталь с 0,88% С. Зернистый перлит. Отжиг при 720°.



Пикриновая кислота ×20
 Фиг. 356. Литая структура толсто-стенной стальной фасонной отливки с 0,29% С.

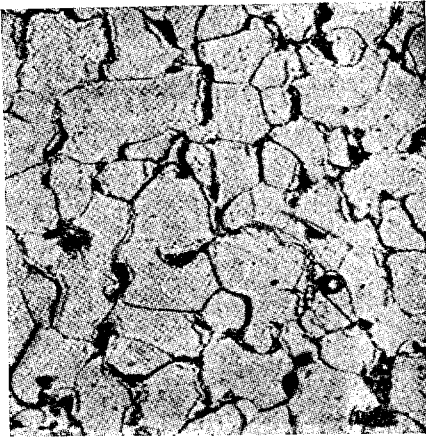


Пикриновая кислота ×50
 Фиг. 357. Сталь с 0,3% С, откованная при высоких температурах и отожженная затем при 650°.

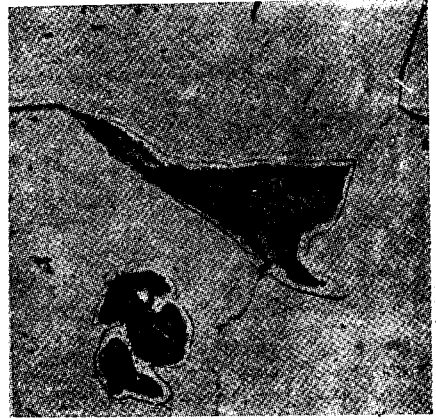


Пикриновая кислота ×50
 Фиг. 358. Сталь с 0,3% С, как на фиг. 357, отожженная при 850°.

пературы отжига и затем медленно охлаждено — во избежание возможности образования новых напряжений. Можно устранить напряжения также и при нагревании выше критических температур. При этом нужно только позаботиться о том, чтобы охлаждение в критическом интервале было бы соответственно медленным.

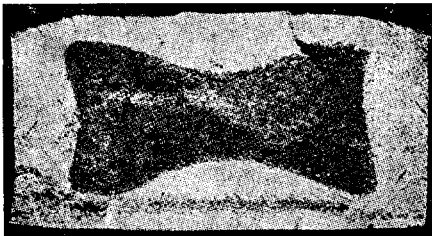


Пикриновая кислота $\times 300$
 Фиг. 359. Лист из литой стали.
 Перлит, окруженный участками феррита.



Пикриновая кислота $\times 300$
 Фиг. 360. Холоднотянутое мягкое железо, рекристаллизованное продолжительным нагревом при 760° .
 Островки перлита, окруженные участками феррита.

Особым видом отжига для устранения напряжений является отжиг изделий, претерпевших деформацию в холодном состоянии. Об этом виде отжига будет еще сказано в главе о холодной обработке давлением.



$\frac{2}{3}$ нат. вел.
 Фиг. 361. Черный излом прутка инструментальной стали.

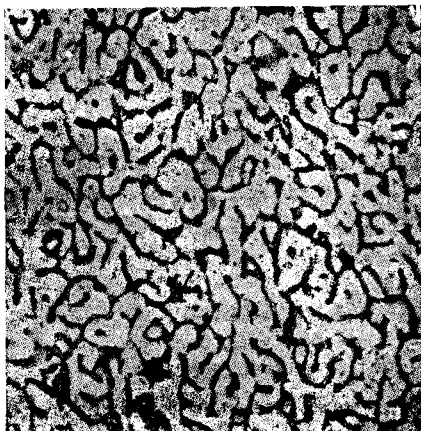
Особенности и дефекты структуры. Иногда очень важно бывает установить, какая температура была достигнута при отжиге стального изделия. Метод такого определения указан Обергоффером. Признаком является находящаяся в рельефе резко выраженная ферритовая кайма, которой окружены островки перлита (фиг. 359 и 360). Обергоффер объясняет это явление следующим образом:

По достижении точки A_{c1} в твердый раствор переходит сначала перлит. Повышение температуры выше A_{c1} вызывает растворение все увеличивающихся количеств окружающего перлит феррита в твердом растворе. Соответственно этому, естественно, увеличивается общее количество твердого раствора. Кривая GOS диаграммы железо-угле-

род и правило рычага регулируют количество твердого раствора. Если температура отжига лежит между A_{c1} и A_{c3} , то некоторая часть феррита остается нерастворенной. Если начать охлаждение от этой температуры, то эта часть феррита останется неизменной, а из твердого раствора образуются вновь феррит и островки перлита.

[Граница, до которой распространился твердый раствор, и остается видной в форме своеобразной каемки ¹].

Своеобразное действие отжига заэвтектоидной углеродистой стали выражается в появлении так называемого черного излома. Под этим понимают разложение цементита с выделением углерода отжига (фиг. 361).



Пикриновая кислота ×100
 Фиг. 362. Действие переменных нагревов: перлит соединяется в нити и при этом стремится к образованию ячеек. Подобная сталь очень хрупка.



Пикриновая кислота ×100
 Фиг. 363. Мягкое железо, отожженное в течение четырех часов при 1250°

Условия, от которых зависит образование углерода отжига в стали, до сих пор точно не исследованы. По Мауреру (1) большое значение имеет присутствие в литой стальной болванке зародышей углерода отжига, которые во время последующей обработки и при отжиге развиваются в черный излом. Позднее его опытами была установлена возможность влияния состава атмосферы печи при малых поперечных сечениях стали, т. е., что газ, богатый CO, способствует образованию черного излома.

Весьма своеобразная структура получается в тех случаях, когда сталь подвергается переменному нагреванию в течение продолжительного времени, как это, например, бывает с коромыслами загрузочной машины сталеплавильных печей, которые все время вводятся одним концом в высоко нагретую мартеновскую печь. На фиг. 362 пока-

¹ Естественно, что этот метод применим только для отжига, проведенного ниже A_{c3} — этим его роль умалывается. При отжиге выше A_{c3} ориентировочно его температуре можно судить по величине зерна. — *Ред.*

зано действие подобного переменного нагревания. В то время как при нормальной структуре перлит распределен равномерно в феррите в виде ясно ограниченных островков, под влиянием продолжительного переменного нагревания он собирается жилками, которые стремятся образовать клетки. Следствием этого является повышение хрупкости.

Дефекты при отжиге могут быть вызваны неправильным нагреванием, неправильным выбором температуры отжига, неправильной продолжительностью отжига, неправильной атмосферой печи и неправильным охлаждением.

О дефектах, вызываемых быстрым нагреванием (трещины, фиг. 338) было уже сказано в главе о горячей механической обработке.



Фиг. 364. Сильно обезуглерожженный при отжиге напильник. Кажущиеся белыми зубья состоят только из мягкого феррита и не принимают закалки.

Выбором неправильной, в особенности чересчур высокой температуры отжига можно сделать структуру крупнозернистой (фиг. 363).

Аналогичные дефекты могут иметь место при слишком длительном выдерживании при температуре отжига (передержка). С крупнозернистостью связано понижение предела текучести при одновременном понижении удлинения и в особенности вязкости в запиле (ударной вязкости).

При перегреве так же, как и при передержке, атмосфера печи одновременно действует на поверхностные слои изделия, что может повести к энергичному образованию окалины и обезуглероживанию, — дефектам, о которых уже упоминалось при описании горячей механической обработки (фиг. 342 и 343).

Чтобы оградить высокочувствительную инструментальную сталь от влияния атмосферы печи, ее нагревают в закрытых трубах, при чем с помощью чугунной стружки, древесноугольного порошка и т. п. вызывают нужное изменение атмосферы печи. На фиг. 364 представлен напильник, сильно обезуглерожженный по краям, и следовательно негодный больше к употреблению.

2. Закалка

Под закалкой понимают быстрое охлаждение из области твердого раствора с целью образования мартенсита. Для этого необходимо превысить критическую скорость охлаждения. Различают два рода закалки:

1) нормальную закалку более и менее высокоуглеродистой легированной или нелегированной стали;

2) поверхностную закалку малоуглеродистой стали в сочетании с цементацией (поверхностным науглероживанием).

1. При исследовании образцов железо-углеродистого сплава, охлаждаемых с различной скоростью из области твердого γ -раствора можно установить следующее: повышение твердости при повышении

скорости охлаждения идет таким образом, что в соответствии с изменением скорости охлаждения зернистый перлит мягче полосчатого, полосчатый перлит мягче сорбита, сорбит мягче троостита, а троостит мягче мартенсита. Мартенсит, таким образом, является наиболее твердой структурой. При закалке до аустенитового состояния сталь снова становится мягкой. Устойчивый при комнатной температуре аустенит представляет собою наряду с ферритом наиболее мягкую структурную составляющую стального сплава. Полная закалка соответствует, таким образом, образованию мартенсита.



Пикриная кислота ×600
Фиг. 365. Белые иглы мартенсита.



Пикриновая кислота ×600
Фиг. 366. Черные иглы мартенсита.

Причину повышения твердости пытались объяснить самыми разнообразными теориями закалки. В рамках настоящего руководства невозможно останавливаться на разборе существующих теорий закалки. Интересующиеся могут познакомиться с ними в ряде специальных работ по данному вопросу. Вполне определенно установлено то, что повышение твердости при переходе от зернистого перлита к трооститу относится исключительно за счет степени измельчения карбида железа и таким образом на основании всего вышесказанного можно заключить, что более тонкому измельчению соответствует и большая твердость. При образовании мартенсита, как мы видели выше, происходит только γ — α -превращение, при чем карбид железа не успевает выделиться.

Уже путем чисто металлографического анализа можно различить два рода мартенсита. При очень резкой закалке стали с 0,9% С выделяются чистые белые иглы мартенсита, которые при отпуске на 100° окрашиваются тем же травителем в темный цвет (фиг. 365 и 366). При рентгенографическом исследовании белый мартенсит расшифровывается как тетрагональный мартенсит, а темный — как мартенсит с решеткой центрированного куба. Тетрагональный мартенсит следует рассматривать, как переходную стадию между γ -железом с решеткой

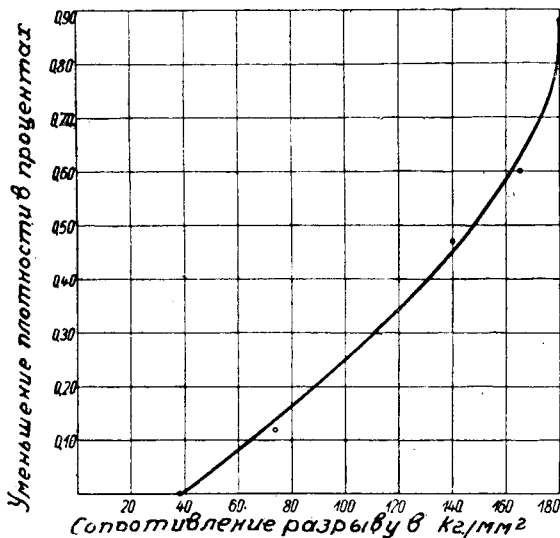
куба с центрированными гранями и α -железом с решеткой центрированного куба. Темный мартенсит может образовываться равным образом и при несколько пониженной скорости охлаждения. Кроме этих обоих видов структуры, в малоуглеродистых сталях в закаленном состоянии можно наблюдать еще твердый раствор углерода в α -железе. Эти различные структурные образования определялись Ганеманом (5), как различные фазы в закаленной стали (ϵ , η , δ).

Для уяснения природы твердости нужно было бы себе представить, что свободно растворенный в γ -железе углерод, вследствие внезапно наступившего при низких температурах превращения γ -железа в α -железо, совершенно не располагает закономерным местом

в решетке α -железа. При деформации, как, например, при испытании по Бринеллю, линии скольжения не могут уже образовываться беспрепятственно и соответственно этому мартенсит оказывает повышенное сопротивление деформациям.

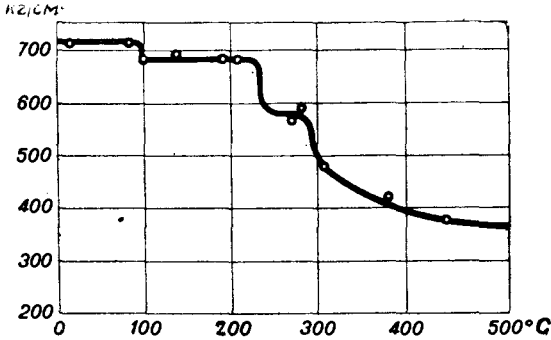
Маурер в своих работах по теории закалки показал, что одновременно с началом образования мартенсита и повышением твердости увеличивается также и объем мартенсита в α -состоянии по сравнению с отожженной сталью в α -состоянии и что между этими изменениями

Фиг. 367. Уменьшение плотности холодно тянутого мягкого железа в зависимости от сопротивления разрыву (Гудремон и Бюрклин).



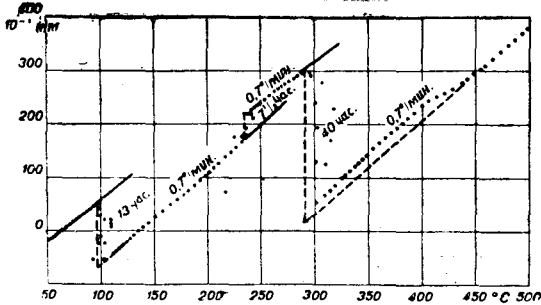
объема, изменениями твердости и содержанием углерода имеется тесная связь, а именно: изменение объема почти прямо пропорционально содержанию С, причем стали с 1% С соответствует изменение объема в 1%. Так как это увеличение объема следует приписать выделившемуся из вполне закономерной атомной решетки углероду, то одновременно при образовании мартенсита должна произойти холодная деформация отдельных частиц α -железа (наклеп). Этим же должно быть обусловлено искривление пространственной решетки. Деформация, которая может появиться в результате сдвига по определенным плоскостям скольжения в ненарушенном кристалле твердого раствора α , при этих обстоятельствах должна быть затруднена и должна сопровождаться подобно тому, как это наблюдается в холоднотянутой стали, повышением твердости. Эту теорию закалки, как уже указывал Маурер, разработал в основном Таллнер (Thallner) еще в 1898 г.

Гудремон и Бюрклин (Houdremont и Bürklin) показали в своих работах, что путем холодной деформации (наклепа) мягкого железа можно вызвать изменение объема до 0,9%, а следовательно и повышение твердости, до уровня соответствующего примерно твердости мартенсита при 0,9% С (фиг. 367).



Фиг. 368. Твердость по Бринеллю в зависимости от температуры отпуска:

Как было указано выше, при отпуске при 100°, тетрагональный мартенит переходит в мартенсит с решеткой центрированного куба. Одновременно с этим происходит изменение объема. При температуре ~ 250° у сталей, содержащих некоторое количество остаточного аустенита, происходит распадение этого аустенита в мартенсит: выше



Фиг. 369. Изменение длины стали с 0,97% С во время отпуска (по Трегеру).

300° при повышении температуры отпуска наступает выделение карбида железа, соответственно чему одновременно падает твердость. Изменение твердости и соответствующее изменение объема представлены на фигурах 368 и 369.

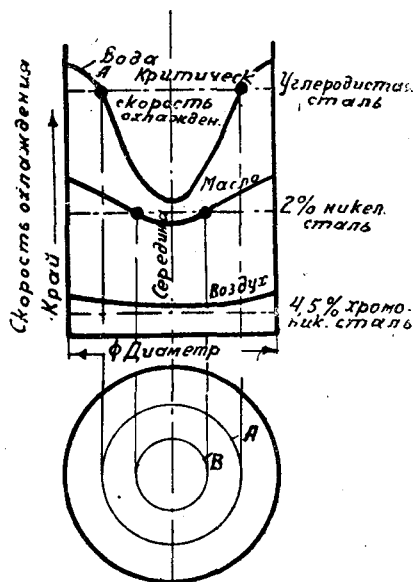
Техника закалки сталей. Критическая скорость охлаждения технических сортов стали зависит от содержания углерода и остальных элементов. Большинство элементов, как никель, марганец, хром, вольфрам, молибден, понижают критическую скорость охлаждения в железо-углеродистых сплавах, так что, применяя более умеренные

способы охлаждения, удается добиться в подобных сплавах получения максимальной твердости и при скоростях охлаждения порядка минут вызвать те же явления, которые в нелегированных углеродистых сталях протекают в течение секунд.

В зависимости от критической скорости охлаждения, можно ту или иную сталь охлаждать при закалке в воде, масле или воздухе. Чистые углеродистые стали закаливают обычно в воде. Наибольшая скорость охлаждения соответствует при закалке поверхностным слоям, так как они непосредственно соприкасаются с охлаждающей средой. Чем

дальше от поверхности, тем меньше делается скорость охлаждения. Так, при изделиях большего диаметра, например, в 200 мм, может случиться, что вскоре после охлаждения температура наружных слоев понизится уже до 100° , в то время, как внутри изделия температура еще будет соответствовать темнокрасному калению, т. е. 600° .

В соответствии с этим и скорость охлаждения падает в направлении к центру, при чем наступает такой момент, когда в определенной точке поперечного сечения эта скорость станет меньше критической, так что часть изделия, лежащая за этой точкой, уже не закалится. В конечном результате мы получим мартенситовую наружную зону и менее твердое вязкое ядро, которое, в зависимости от толщины изделия, может представлять собою троостит или сорбит. В чистых железо-

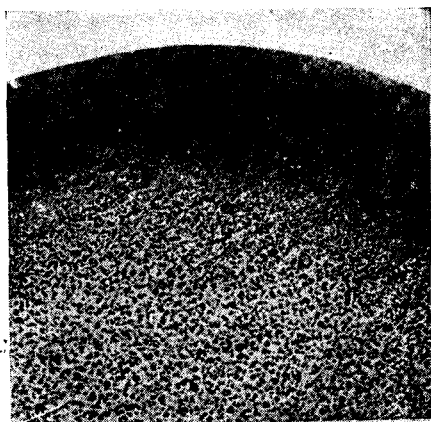


Фиг. 370. Влияние легирования на глубину закалки сталей.

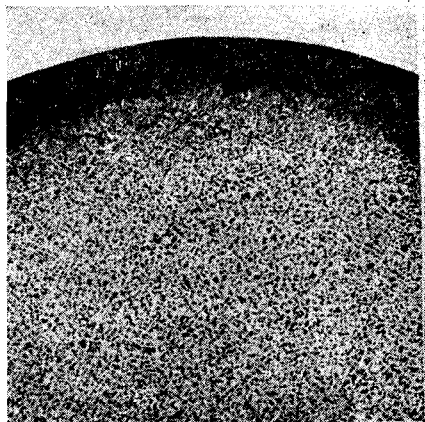
углеродистых сплавах этот наружный слой с полной закалкой получается тонким даже при наибольших скоростях охлаждения уже в изделиях с диаметром в 10—15 мм. В легированных сталях, критическая скорость охлаждения которых меньше, этот твердый поверхностный слой (при той же закалочной среде) соответственно толще, так что в высоколегированных сталях мартенсит образуется даже в ядре изделий, а очень высоко легированные стали приобретают мартенситовую структуру даже при охлаждении в печи или на воздухе. Общее представление об этих явлениях дает схема Гудремона (фиг. 370).

2. **Цементация.** Состав железо-углеродистых сплавов может изменяться также в твердом состоянии, так как, находясь в области γ -железа, они могут воспринимать углерод из богатой углеродом окружающей среды. Нагревание бедных углеродом сталей (менее 0,25% C) выше линии *GOS* в углерод-содержащей газовой атмосфере вызывает диффузию углерода в поверхностные слои изделия. Это

0
 обогащение углеродом наружных слоев по сравнению с ядром дает возможность при закалке подобных изделий получать необыкновенно высокую поверхностную твердость — при очень вязком ядре. Содержание углерода в наружной зоне зависит при этом от температуры и продолжительности нагрева. Влияние продолжительности нагрева при неизменной температуре цементации на глубину науглероженной зоны иллюстрируется фигурами 371 и 372.



Пикриновая кислота $\times 10$
 Фиг. 371. Мягкая литая сталь, цементируемая в течение одного часа при 880° , незакаленная.



Пикриновая кислота $\times 10$
 Фиг. 372. Мягкая литая сталь, цементируемая в течение 8 часов при 880° , незакаленная.

Так как цементированное изделие состоит из слоев стали с совершенно различным содержанием углерода, термическая обработка этих изделий, в результате которой получается наиболее благоприятная структура, — сложна. Вследствие длительного нагрева при высокой температуре во время цементации мягкое ядро делается крупнокристаллическим и хрупким. Поэтому необходима регенерация ядра, осуществляемая одно или многократным нагреванием при A_{c3} с последующей закалкой. Но такая обработка неблагоприятна для цементированного края, так как он, вследствие большого содержания углерода, приобретает оптимальную структуру только после закалки при температуре, лежащей немного выше A_{c1} . Следовательно, после регенерации ядра должна последовать вторая закалка при более низкой температуре для того, чтобы получить по краю тонкий мартенсит.

Приводим наиболее существенные дефекты структуры, получающиеся как при неправильной цементации, так и при последующей обработке изделия.

Если цементация производится при слишком высокой температуре, то часто оказывается, что поверхность, несмотря на достаточно резкую закалку, не приобретает соответствующей твердости. Исследования в таких случаях, большей частью, обнаруживают слишком науглероженные и ставшие поэтому аустенитовыми наружные слои.

Это в особенности относится к легированным сталям, например, к никелевым и хромоникелевым сталям для цементации.

На фиг. 373 ясно представлен этот недостаток. Светлая аустенитовая основная масса обладает меньшей твердостью, чем правильно образованный мартенсит. Особенно резко выраженной аустенитовой структурой обладает образец, изображенный на фиг. 374, на котором можно обнаружить очень мало кажущихся темными мартенситовых игл.

Изделие, зацементированное при нормальной температуре и правильно закаленное, имеет, как это представлено на фиг. 375, тонкую мартенситовую структуру. Если температура закалки выбрана слишком высокой, то мартенсит тотчас же образует крупноигльчатую структуру, представленную на фиг. 376. Подобный перегрев приводит часто к образованию закалочных трещин (фиг. 377 и 378).

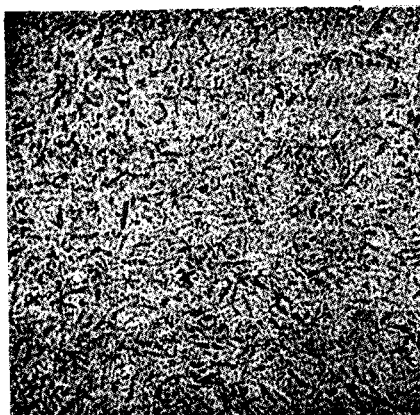


Пикриновая кислота ×200
Фиг. 373. Образование аустенита, вызванное слишком высокой температурой цементации изделия.



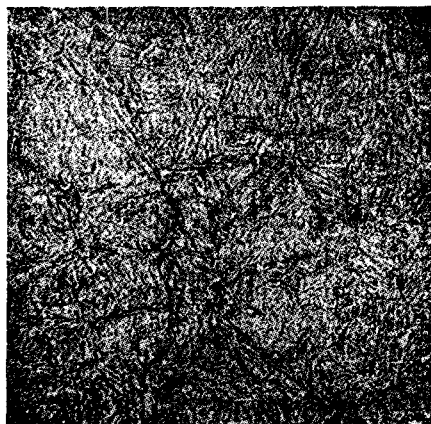
Пикриновая кислота ×200
Фиг. 374. Очень энергичное образование аустенита, вызванное слишком высокой температурой цементации изделия.

Иногда на поверхности цементированного и окончательно отшлифованного изделия появляются тонкие трещины, которые можно обнаружить посредством травления соляной кислотой. Часто подобной обработкой выявляется присутствие целой сетки подобных трещин, как это изображено на фиг. 379. Исследуя структуру около этих трещин, можно на основании некоторых явлений заключить, что появление их вызвано неправильно проведенной шлифовкой закаленной поверхности. Нормальная структура правильно зацементированного образца изображена при малом увеличении на фиг. 380. Светлый край — мартенсит, слабо разъеденный протравой. Если же поверхность под действием шлифовки в некоторых местах слишком сильно нагревалась, то там возникают явления отпуска, в результате которого части наружного мартенситового слоя окрасятся протравой в темный цвет (обра-



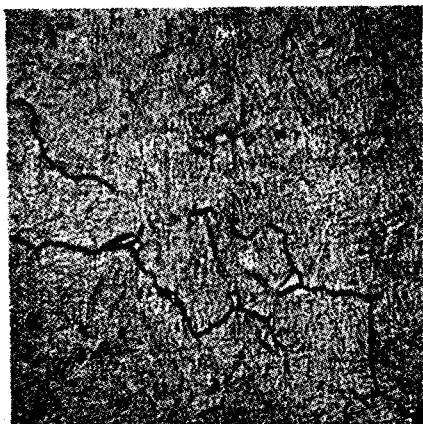
Пикриновая кислота ×200

Фиг. 375. Структура изделия, цементированного при нормальной температуре и правильно закаленного.



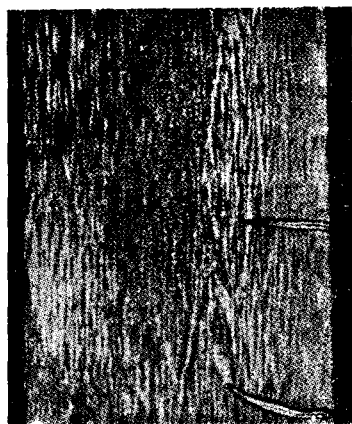
Пикриновая кислота ×200

Фиг. 376. Структура изделия, цементированного при нормальной температуре, но перегретого при закалке.



Пикриновая кислота ×200

Фиг. 377. Закалочные трещины вследствие перегрева.



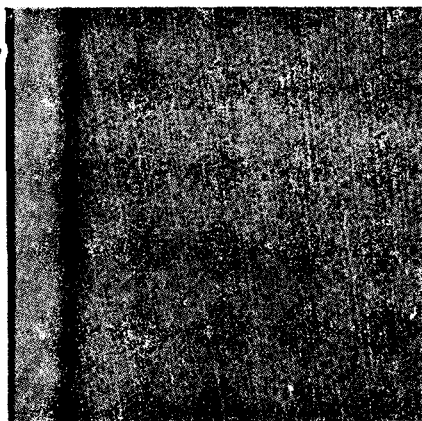
Пикриновая кислота ×5

Фиг. 378. Обезуглерожненные в результате многократных нагревов закалочные трещины.

зование троостита). На фиг. 381 представлена подобная, местами, отпущенная под действием шлифовки, поверхность. По краю закаленного слоя можно видеть темные места — троостит. Это действие отпуска сопровождается большей частью настолько сильными напряжениями, что возникают упомянутые трещины. На фиг. 382 представлен цементированный зуб, имеющий на головке и у основания темные места, которые содержат ясно различимые трещины, идущие от поверхности. На фиг. 383 можно видеть расположение этих трещин. То, что причиной их образования является слишком высокое нагревание при шлифовке (сильное нажатие), доказывает присутствие темных трооститовых мест.



Соляная кислота Нат. вел.
Фиг. 379. Образовавшиеся при шлифовке трещины закаленного цементацией изделия.

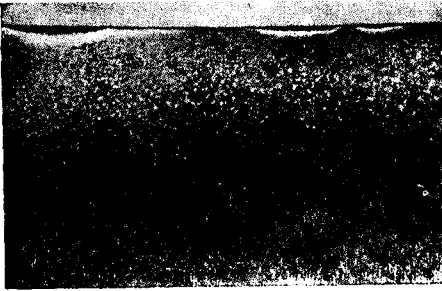


Пикриловая кислота ×3
Фиг. 380. Правильно цементированное и закаленное место изделия перед шлифовкой.

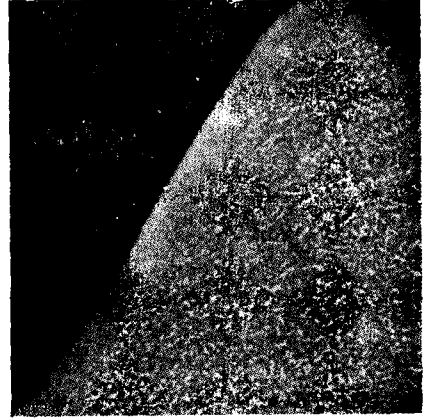
Эти дефекты шлифовки могут в равной мере иметь место в обыкновенной (нецементированной) закаленной стали.

В цементированных изделиях они получают особенно часто в тех случаях, когда вследствие продолжительной цементации науглерожженный слой оказывается сильно заэвтектоидным и цементит отлагается по границам зерен в ясно выраженной зернистой структуре. Если вследствие чрезмерно высокой температуры цементации эти зерна еще довольно крупны (фиг. 384), то сталь делается особенно чувствительной к шлифовке.

Особое влияние на характер структуры при цементации оказывает также способ изготовления стали. В то время как у хорошо раскисленной марганцем и кремнием стали цементит в заэвтектоидной зоне цементированного слоя выделяется в виде ясно выраженных прожилков, в беспокойно разлитой мягкой стали его выделение происходит в форме широких пластинок, окруженных участками феррита.



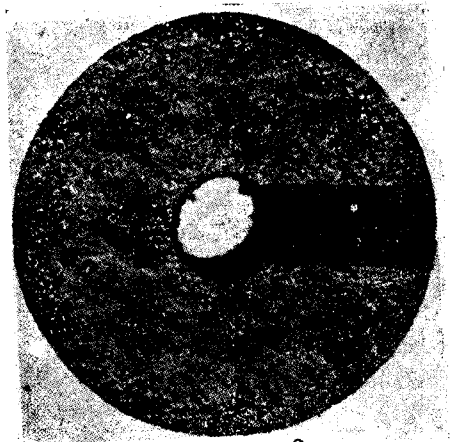
Пикриновая кислота ×4
 Фиг. 381. Отпущенные вследствие сильного давления при шлифовке места на поверхности закаленного цементированного изделия.



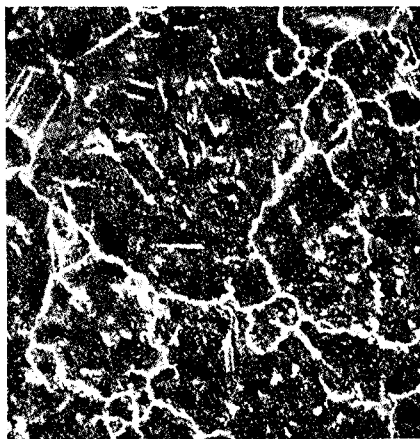
Пикриновая кислота ×10
 Фиг. 382. Закаленный цементированный зуб, покрывшийся трещинами при шлифовке. Темные места в светлой наружной зоне являются следствием отпуска от неосторожной шлифовки.



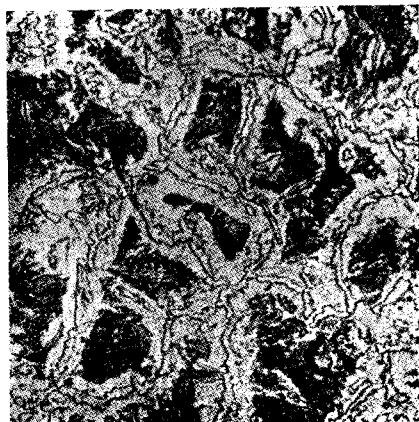
Пикриновая кислота ×3
 Фиг. 383. Трещины в цементированном изделии, образовавшиеся вследствие неправильной шлифовки (явление отпуска).



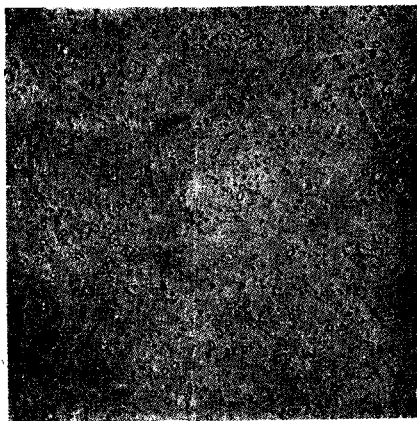
Нат. вел.
 Фиг. 384. Крупнозернистый цементированный слой.



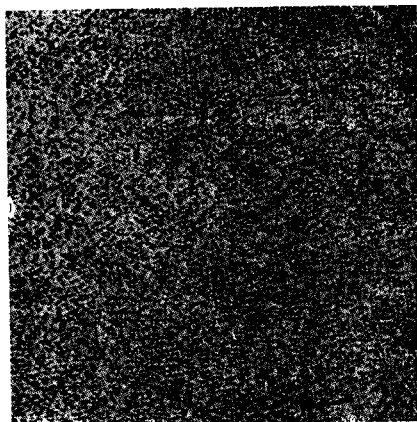
Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 385. Сетка цементита в нормально ведущей себя при цементации стали.



Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 386. Структура «аномальной» стали.



Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 387. Гарденит с остатками цементита.



Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 388. Сталь с 0,85% С, 1,9% Si, закаленная при 820° в воде. Гарденит.

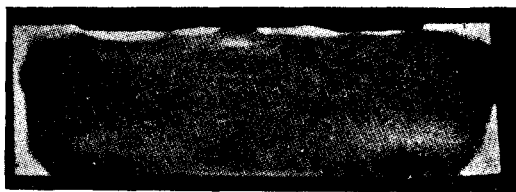
(фиг. 385 и 386). Основное различие, следовательно, состоит в более интенсивной коагуляции цементита. Все виды сплавов, обнаруживающие скопления цементита, весьма склонны при закалке в воде к образованию мягких пятен, т. е. они не воспринимают равномерной закалки по всей поверхности и поэтому носят название аномальных, в то время как остальные стали закаливаются равномерно (подробнее об этом см. у Гудремона и Мюллера).

Особые закалочные структуры и дефекты. В то время как в закаленной стали почти всегда наблюдается игольчатая мартенситовая структура, образцы эвтектоидной углеродистой стали, нагревавшиеся в течение короткого времени немного выше A_c и закаленные, не образуют этой игольчатой структуры. Чаще

всего при этом наблюдают неясную сплошную структуру с остатками зернышек, обозначаемую, как гарденит (фиг. 387). Добавкой 1—2% вольфрама или хрома удается легче, чем в углеродистой стали, добиться тонкой закалочной структуры — гарденита (фиг. 388).



Фиг. 389. Трещина в валке от быстрого нагрева перед закалкой. $\times 100$



Пикриновая кислота

Нат. вел.

Фиг. 390. Матрица, закаленная при слишком низкой температуре. Недостаточная глубина закалки.

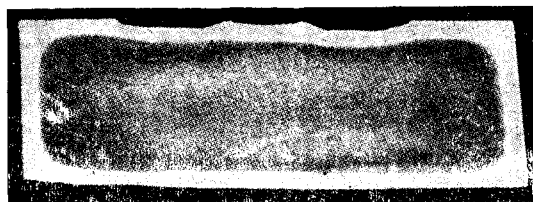
При закалке могут иметь место те же недостатки, что и при отжиге, т. е. перегрев, передержка, неправильная атмосфера печи и т. д.

Если вследствие слишком быстрого нагревания образуются внутренние трещины, то при последующей закалке, изделие обычно лопается под действием возникающих напряжений (фиг. 389). При выборе слишком низкой температуры закалки, лишь слегка превышающей A_1 (что приводит к недостаточно энергичной закалке), может случиться, что изделие прокалится недостаточно глубоко и весьма неравномерно по глубине (фиг. 390). Фиг. 391 показывает равномерно зака-

ленную при правильной температуре матрицу, с равномерной толщиной наружного закаленного слоя.

Аналогичные дефекты в виде частичного отсутствия закалки могут иметь место тогда, когда изделие погружается в закалочную жид-

кость с помощью клещей, — вследствие того, что места, находящиеся в соприкосновении с ними, не омываются закалочной жидкостью. Подобные неравномерности закалки могут вызывать напряжения и отсюда растрескивание изделия.



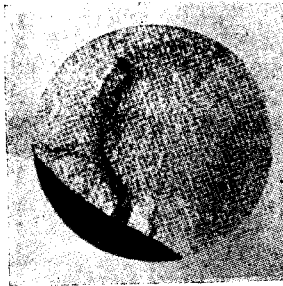
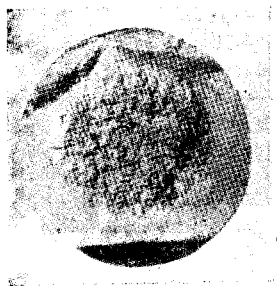
Пикриновая кислота

Нат. вел.

Фиг. 391. Матрица, закаленная при правильной температуре. Достаточная глубина закалки. Белая наружная зона состоит из мартенсита, темное ядро — из троостита.

При высоком нагреве или при слишком продолжительном выдерживании при температуре закалки получается грубозерни-

стость. Так как при слишком высокой температуре закалки закалочные напряжения в изделии усиливаются, то особенно возрастает и опасность появления трещин. На фиг. 392 показаны изломы правильно закаленной (слева) и перегретой при закалке стали (справа).



Правильно закаленная $\times 1/2$

Закаленная с перегревом $\times 1/2$

Фиг. 392. Инструментальная сталь;



Пикриновая кислота

Нат. вел.

Фиг. 393. Темные пятна на травленной поверхности закаленного стального изделия, обусловленные недостаточным передвижением в воде во время замачивания (образование пузырей пара).

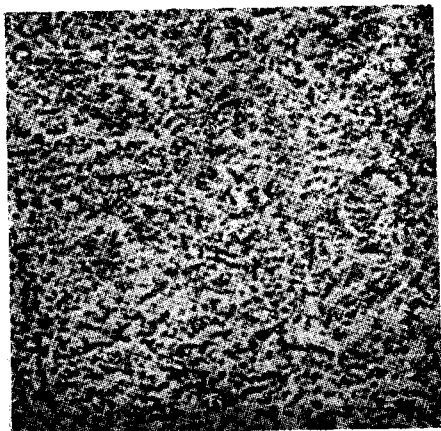
При закалке стальных изделий особенно важно стремиться к возможно более равномерному охлаждению, так как всякая неравномерность вызывает неравномерное распределение напряжений и тем самым опасность появления трещин. Выступающие части и острые углы в инструментах являются, таким образом, наиболее опасными в отношении образования трещин.

Особый случай неравномерной закалки наступает тогда, когда закаливаемый предмет, особенно при закалке в воде, недостаточно энергично передвигается в жидкости. Это приводит к образованию

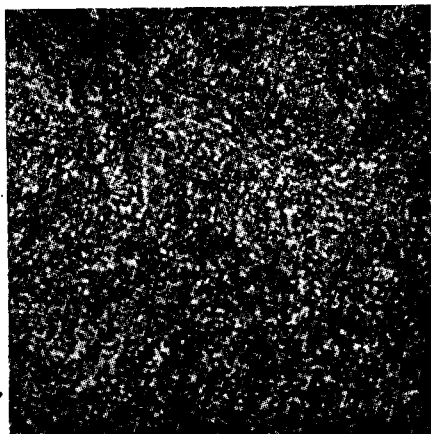
в некоторых местах пузыряей пара. На этих местах закалка бывает недостаточной, т. е. вместо мартенсита образуется троостит, который при травлении дает темные места (фиг. 393). Добавкой солей или кислот можно, с одной стороны, повысить теплопроводность воды, а с другой стороны, поднять точку парообразования. Добавкой различных солей можно добиться различной закаливающей способности.

3. Отпуск, улучшение

Чтобы получить перлитовую или сорбитово-трооститовую структуру в стальном изделии можно охлаждение после литья,ковки, прокатки и т. п. проводить так медленно, чтобы оно во всех частях



Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 394. Хромоникелевая сталь.
 0,30% С, 1,5% Cr, 4,0% Ni. Отож-
 женная и медленно охлажденная.



Пикриновая кислота ×300
 Фиг. 395. Хромоникелевая сталь.
 0,30% С, 1,5% Cr, 4,0% Ni,
 улучшенная.

изделия шло со скоростью меньшей критической скорости охлаждения или же можно сначала произвести закалку, а затем повторным нагреванием получить трооститовую, сорбитовую или перлитовую структуру. Опыт показывает, что только последним способом можно получить особенно тонкую структуру. Этим самым достигаются очень высокие механические качества, так что, особенно для легированных конструкционных сталей, подвергающихся высоким напряжениям, применяют в широком масштабе подобную термическую обработку, называемую улучшением.

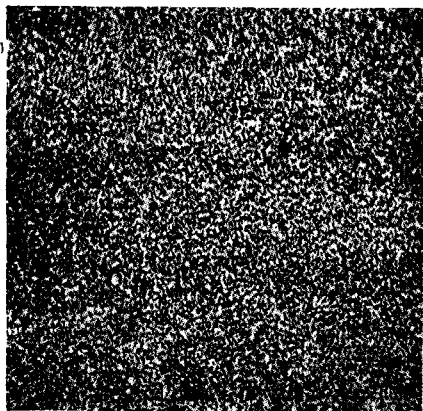
Под улучшением понимают, таким образом, закалку с последующим отпуском¹.

Различие между структурами улучшенной и отожженной стали видно из сравнения фиг. 394 и 395.

¹ В нашей практике под улучшением понимается закалка с последующим высоким отпуском. — Ред.

В зависимости от температуры отпуска, в улучшенном состоянии можно получить все структурные переходы — от мартенсита до зернистого перлита. В соответствии со структурой могут быть широко варьируемы и механические свойства.

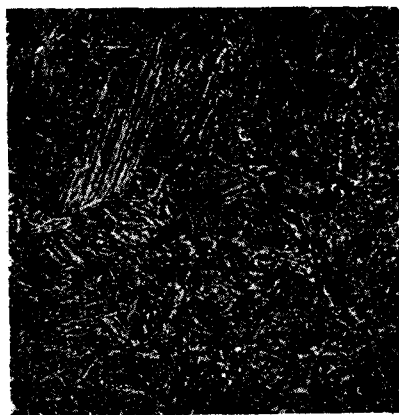
Значительное повышение механических свойств, особенно вязкости, которое получается в результате улучшения, обуславливается измельчением структуры, при котором вместо грубых зерен возникают мелкие. Это достигается только в том случае, если первая часть процесса улучшения — закалка — была проведена правильно, и сталь после закалки получает тонкоиглочатую мартенситовую структуру. Только тогда во время второй части процесса улучшения — отпуска — происходит разложение мартенсита на смесь феррита и цементита в равномерно тонкой форме. На



Пикриновая кислота × 300

Фиг. 396. Структура правильно улучшенного рессорного листа.

фиг. 396 представлена структура правильно улучшенной рессорной стали. Если же при закалке выбирают температуру настолько высо-



Пикриновая кислота × 300

Фиг. 397. Структура сильно перегретого при улучшении рессорного листа.



Пикриновая кислота × 300

Фиг. 398. Крупнозернистая структура сильно перегретого при улучшении рессорного листа.

кой, что мартенсит получается крупноиглочатым, то при последующем отпуске феррит и цементит отлагаются также в иглообразной форме или же в виде крупных кристаллов, и цель улучшения — тонкая структура — не достигается.

На фиг. 397 и 398 представлено, в противоположность фиг. 396, влияние улучшения при перегреве, в результате слишком высокой температуры закалки.

В общем, при улучшении могут произойти те же ошибки и неправильности, что и при закалке.

Улучшение стальных изделий не всегда производится таким образом, что сперва получают посредством резкой закалки мартенситовую структуру, а затем в результате последующего отпуска — трооститовую; в некоторых случаях соответствующую сталь прямо охлаждают от температуры выше A_{c3} в ванне, имеющей температуру отпуска — например, в свинцовой или соляной. Охлаждением стали с 0,8% С от температуры 850—900° в свинцовой ванне с температурой 480—500° получают те же свойства, что и при охлаждении в воде с последующим отпуском при 500°.

d) Холодная обработка давлением (волочение проволоки, штамповка, холодная прокатка)

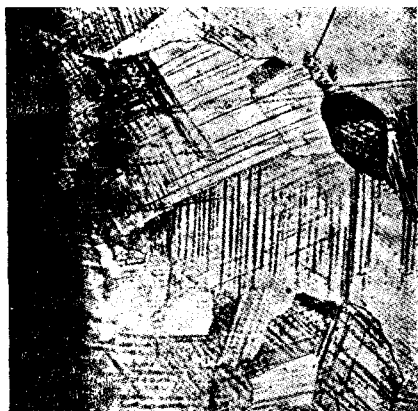
Исключительная текучесть феррита при обыкновенной температуре позволяет осуществлять формоизменение изделий малого поперечного сечения (проволока, тонкие ленты) без нагрева — в отношении таких сортов стали, которые богаты ферритом: мягкое железо и малоуглеродистая сталь.

Более углеродистые или легированные стали, которые при прокатке приобретают более или менее сорбитный характер, только в том случае могут подвергаться значительному формоизменению на холоду, если их цементит переведен в глобулярное состояние, что достигается умягчающим отжигом.

Для получения хорошей тягучести наряду с другими высокими механическими свойствами, сталь подвергают закалке в свинцовой ванне. Тонкоглобулярное распределение трооститообразных структур допускает довольно значительную степень обработки (патентирование в свинцовой ванне при производстве струн для рояля, проволочных канатов и т. п.).

Аустенит также обладает подобными свойствами, так что большая часть аустенитовых сталей является подходящим материалом для подобного способа формоизменения. В противоположность горячей обработке, холодная обработка не позволяет выбирать больших степеней обжатия, так как вследствие холодной деформации металл претерпевает увеличение твердости (наклеп), что проявляется в повышении предела текучести (упрочнение) и, в конце концов, в достижении предела разрушения металла. От сильного наклепа способность металла к деформации исчерпывается, и она должна быть восстановлена специальной операцией отжига, прежде чем продолжать обработку. На теории упрочнения мы останавливаться не будем, укажем только на соответствующие труды Таммана, Кербера, Чохральского, Вефера и др. Действие холодной обработки на структуру чрезвычайно велико. До тех пор пока степень деформации незначительна, на

кристаллах появляются линии скольжения, которые указывают на то, что части кристалла немного сдвинулись в определенных плоскостях



Пикриновая кислота ×100
 Фиг. 399. Холодно деформированный аустенит. Поверхность расклепанной на холоду 12-процентной марганцевистой стали. Твердость по Бригеллю — 250;



Пикриновая кислота ×100
 Фиг. 400. Недеформированный аустенит (12-процентная марганцевистая сталь, закаленная при 1000° в воде). Твердость по Бригеллю — 200.

и находятся в новом положении равновесия. Такие линии скольжения даны на фиг. 14, стр. 18. Линии скольжения в аустените 12% марганцевой стали представлены на фиг. 399. На фиг. 400 представлена структура такой же стали в недеформированном состоянии.

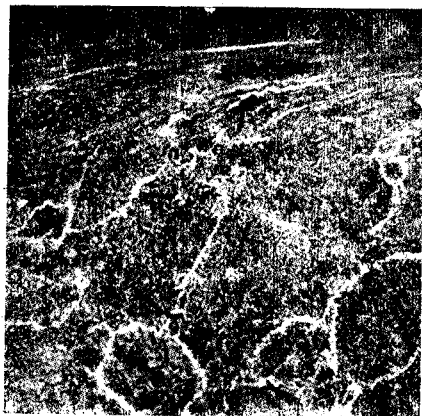
При более сильной степени деформации появляются не только линии скольжения на отдельных кристаллах, но и сами зерна значительно деформируются и вытягиваются в главном направлении обработки. Это относится как к деформированному ферриту, так и к аустениту. На фиг. 401 показаны сильно деформированные зерна мягкого железа. Если сталь состоит не из одной структурной составляющей, а, например, из смеси феррита и перлита, то подобные линии скольжения большей частью не выявляются.



×100
 Фиг. 401. Холодно деформированное мягкое железо.

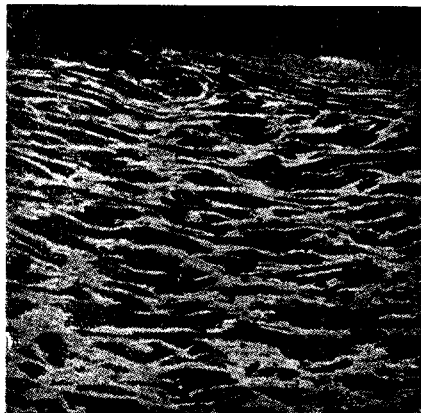
Но и в этом случае наличие деформации структуры обычно хорошо заметно, так как феррит принимает вытянутую волокнистую форму и островки перлита оказываются зажатыми между волокнами феррита. На фиг. 402 представлена подобная струк-

тура. Здесь деформация происходит от того, что поверхность катания бандажа находится под действием настолько сильной нагрузки вследствие торможения, что металл деформируется на определенную глубину. Эта деформация при некоторых обстоятельствах бывает настолько значительна, что образуются настоящие складки, как это изображено на фиг. 403. Сравнивая фиг. 403 с фиг. 402, можно видеть, что в первом случае деформация стали распространяется на все изображение, т. е. приблизительно на 0,5 мм, в то время, как на фиг. 402 действие обжата достигает только нескольких сотых долей миллиметра в глубину.



Пикриновая кислота ×100

Фиг. 402. Смятый при торможении наружный слой поверхности катания бандажа.



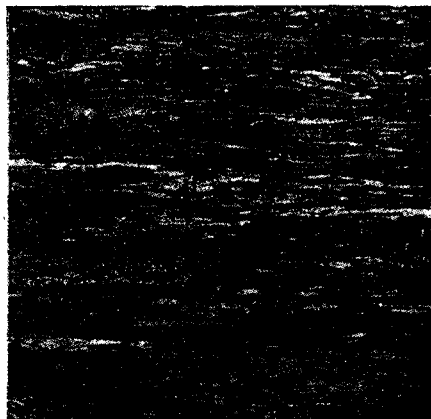
Пикриновая кислота ×100

Фиг. 403. Смятый при торможении наружный слой поверхности катания бандажа.

Весьма типичную картину волокнистости в феррито-перлитовой стали показывает патентованная в свинцовой ванне (улучшенная) стальная проволока, которая посредством сильного холодного обжата доведена до крепости в 220 кг/мм². Как показывает фиг. 404, очень сильное деформирование создает впечатление общей волокнистости, деформирование же отдельных зерен установить невозможно. Если холодные обжаты слишком велики или протягиваемый кусок стали находится в неблагоприятном структурном состоянии (плохо отожжен, грубо зернист и т. п.), то появляются трещины, которые берут начало частью в ядре, частью на наружной поверхности. Так, например, у сильно вытянутой проволоки, внутри часто находят глубоко идущие трещины, в то время как наружный слой еще представляется сплошным. На фиг. 405 дан продольный шлиф такой проволоки. Надрывы и трещины легко образуются у такой проволоки, внутри которой имеется скопление ликватов. Сердцевина проволоки, богатая посторонними примесями, не может деформироваться в такой

степени, как более чистая наружная часть, и дает трещины уже при незначительной степени деформации.

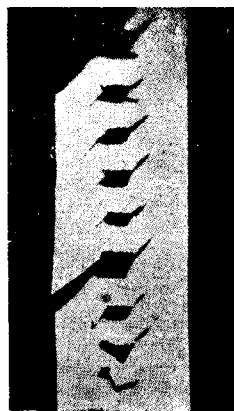
Кроме упомянутых явлений перетяжки, выражающихся внутренними разрывами, в некоторых случаях имеют место разрывы и на поверхности протягиваемого изделия, особенно проволоки. На фиг. 406 представлена такая перетянутая стальная проволока с 0,6% углерода. На поверхности проволоки, с правой стороны, видны трещины, идущие под углом к оси, равным приблизительно 45° .



Пикриновая кислота

$\times 100$

Фиг. 404. Волокнистая структура тянутой до большой крепости патентованной канатной проволоки.



Не протравлено

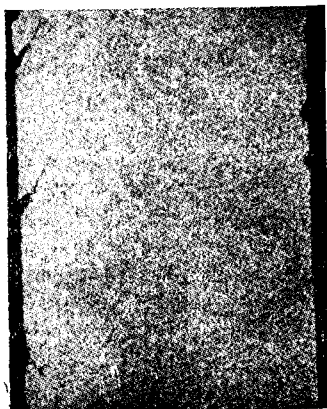
$\times 2,5$

Фиг. 405. Перетянутая проволока. Ядро содержит $0,83\%$ С, край — $0,65\%$ С; вследствие более высокой твердости ядро не смогло выдержать значительной деформации и растрескалось.

Подобные трещины могут образовываться не при волочении проволоки, тянутой из кольцеобразной заготовки, вследствие того, что при выпрямлении кольца на одном из его ребер возникают особенно сильные напряжения. Опасность образования трещин может усугубляться кривой установкой волочильной доски, т. е. образование подобных трещин доказывает существование односторонних перенапряжений проволоки при волочении. В исключительных случаях подобные местные трещины могут быть вызваны и поверхностными дефектами — ликвицией газовых пузырей и т. п. При глубокой вытяжке изделий из жести трещины могут образоваться вследствие мелких повреждений поверхности жести. В этом специальном случае глубокой вытяжки сильно сказывается вредное влияние шлаковых включений, под влиянием которых получают разрывы изделия.

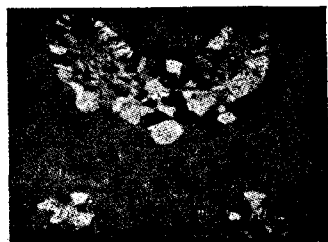
Как уже было упомянуто, отдельные кристаллические зерна претерпевают при холодной обработке изменения вдоль линий скольжения или по краям зерен. Так как плоскости скольжения образо-

ываются предпочтительно в определенных кристаллографических направлениях, само собою понятно, что при слабом деформировании многокристаллических образцов, в первую очередь, претерпевают деформирование те кристаллические зерна, плоскости скольжения которых находятся в определенном благоприятном соотношении с направлением действия силы. Отсюда следует, что чем слабее степень деформирования, тем меньшее количество кристаллов участвует в деформации и, наоборот, при сильных степенях деформирования претерпевают нарушение своего равновесия и менее благоприятно расположенные кристаллы, следовательно, большее их количество. Эти нарушения, происходящие по линиям скольжения и границам зерен, состоят в искажении решетки и напряжениях, выражающихся в увеличении объема при холодной протяжке,— подобно тому, как и при закалке стали (образование мартенсита). Как уже было указано в главе о закалке стали, путем холодной волочения можно добиться такого же эффекта



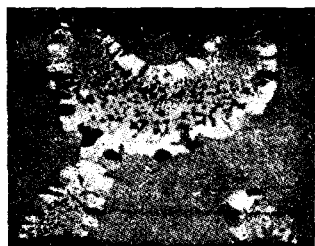
Пикриновая кислота $\times 10$
 Фиг. 406. Перетянутая стальная проволока. Вследствие слишком сильного холодного волочения, на поверхности образовались трещины, идущие наклонно внутрь проволоки.

повышения твердости с увеличением объема до 1%, как и при образовании мартенсита. Кристаллы проявляют стремление сгладить эти напряжения. Выравнивание напряжений тем не менее удастся лишь тогда, когда путем нагревания подвергнувшегося холодной обработке образца кинетическая энергия мельчайших частиц достигнет определенной величины. Чем выше напряжения, которым подвергаются отдельные частицы, тем при более низкой температуре произойдет образование нового вида кристаллов. Это новообразование кристаллов носит название *рекристаллизации*. Из ранее сказанного следует, что начало рекристаллизации происходит при тем более низкой температуре, чем выше степень деформирования, т. е. чем сильнее напряжения. Поскольку одновременно со степенью деформирования растет и число деформированных кристаллических зерен, постольку со степенью деформирования растет и число зародышей рекристаллизации. Принимая во внимание, что размеры и число новообразованных кристаллов по теории кристаллизации Таммана всегда зависят от числа зародышей и скорости кристаллизации, рекристаллизованная струк-



Пикриновая кислота Пат. вел.
 Фиг. 407. Выявленные рекристаллизацией части поперечного сечения изделия, деформированного вдавливанием штампера на глубину в 1 мм.

тура будет тем более мелкозернистой, чем выше была степень деформации. Величина зерен тем меньше, чем ниже температура рекристаллизации, так как скорость кристаллизации при высоких температурах больше, чем при низких. Незначительные деформации обуславливают

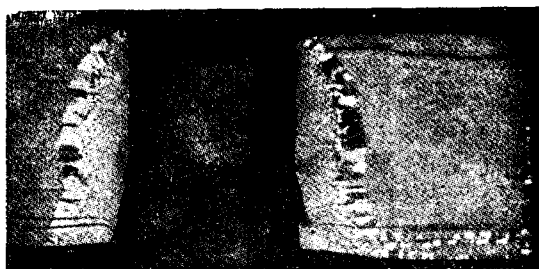


Пикриновая кислота Нат. вел.
Фиг. 408. То же, что и на фиг. 407, но более глубокое вдавливание.



Пикриновая кислота Нат. вел.
Фиг. 409. То же, что и на фиг. 407, 408, но еще более глубокое вдавливание.

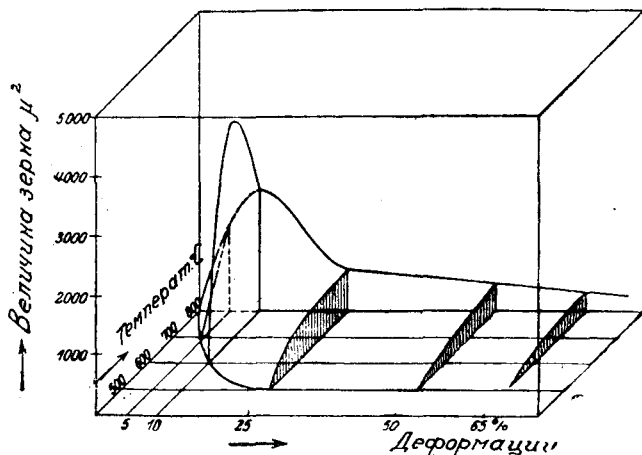
напротив, более высокие температуры рекристаллизации и соответственно этому, относительно крупнозернистую структуру. На фиг. 326 представлена образовавшаяся уже при горячей механической обработке крупнокристаллическая структура, могущая возникнуть



Пикриновая кислота Нат. вел.
Фиг. 410: То же, что и на фиг. 407, 408, 409. Отверстие выдавлено.

в результате рекристаллизации. Фиг. 407—410 показывают структуры, образовавшиеся при рекристаллизационном нагреве, которые получаются после холодной высадки отверстия и следующего за ней отжига. Ясно видно, как всюду в зоне перехода между деформированным и недеформированным металлом образуются особенно крупные кристаллы, в то время как более деформированные, расположенные в центре участка рекристаллизуются обычно с образованием мелких зерен. Переходным зонам соответствует степень деформации от 0 до 10%, которая вследствие малого количества зародышей при рекристаллизационном отжиге дает крупнокристаллическую структуру. При

степенях деформации более 10% и, особенно, более 15% всегда получается мелкозернистая структура рекристаллизации. При рекристаллизационном отжиге ферритовых сталей нужны температуры от 550° до точек $A_{1,3}$. Меньшим степеням деформации соответствуют более



Фиг. 411. Диаграмма рекристаллизации литого железа; (Обергоффер и Юнгблут).

высокие температуры рекристаллизации. Упомянутое выше образование крупных зерен наступает при степенях деформации ниже 10%, особенно в мягких сортах стали при температурах отжига от 700 до 850° (фиг. 411). У более углеродистых сталей переход за точку превращения при 730° и обуславливаемая этим перекристаллизация (аустенита) препятствует образованию очень крупных зерен. Отсюда следует, что при незначительных степенях деформации для достижения мелкозернистости рационально производить нагрев несколько выше точки A_3 . При этом имеет место комбинированное действие рекристаллизационного и перекристаллизационного отжигов.

Необходимо еще добавить, что холодная обработка способствует также стремлению цементита изменять форму выделений. В подвергнутой холодной обработке, а затем отожженной стали перлит и цементит имеют необычайно мелкозернистую структуру.

Фри (см. стр. 243), применяя особый метод травления, выявил нарушение структуры в литом железе, наступившее вследствие незначительной деформации при холодной обработке (и последующего отпуска



Травление по Фри

Нат. вел.

Фиг. 412. Фигуры действия сил в поперечном сечении листа в начале пробивки дыры

при 200°). Различаются три вида нарушений структуры: распад зерна, разрушение границ зерна и явления сдвига внутри зерна.

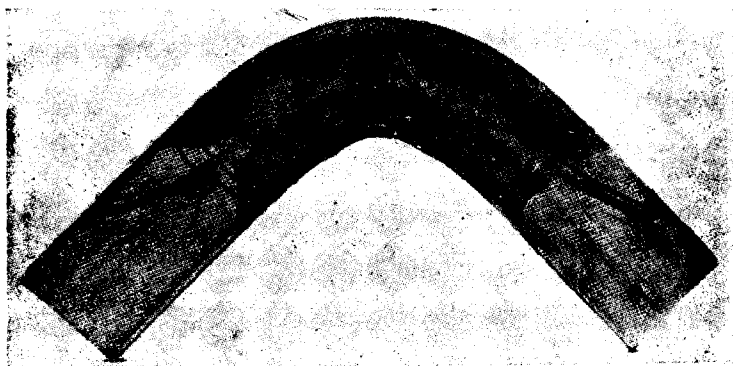


Травление по Фри

Нат. еел.

Фиг. 413. Действие давления кольцеобразного штем-
пеля на мягкое железо. Зоны рекристаллизации
(светлые), фигуры действия сил (темные).*

Первые два вида определяют только микроскопическим анали-
зом, последнее, наоборот, можно определить и макроскопическим
путем, при чем наблюдаются характерные темные фигуры, называ-
емые «фигурами действия сил» и объясняемые как результат сдвигов
внутри зерна.



Травление по Фри

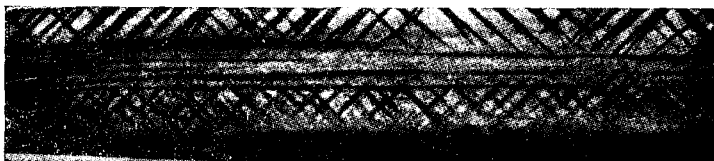
Нат. еел.

Фиг. 414. Фигуры действия сил в изогнутом образце.

Действие всех видов холодной обработки можно исследовать при
помощи реактива Фри и явлений рекристаллизации.

Выявление процесса холодной деформации посредством рекристаллизации пояснено уже фигурами 407—410. На фиг. 412 показаны фигуры действия сил, возникшие при незначительной деформации и проявленные последующим травлением по Фри. Так как фигуры действия сил исчезают полностью только выше 900° , то их можно при известных обстоятельствах наблюдать в образцах рекристаллизованных нагреванием при 780° . На фиг. 413 представлен разрез через образец чистого мягкого железа, в который при комнатной температуре был слегка вдавлен кольцеобразный штампель и который затем нагревался в течение 6 часов при 730° . Места, которые претерпели наибольшую деформацию и рекристаллизовались при нагреве, остались после травления светлыми. От этих зон на значительную глубину внутрь металла отходят темные фигуры действия сил.

На фиг. 414 представлен образец литого железа, согнутый на холоду, затем отпущенный при 200° ; в котором под действием протравы Фри обнаружено действие силы изгиба.



Травление по Фри

Нат. ест.

Фиг. 415. Фигуры действия сил в согнутом на холод листе.

На фиг. 415 представлено травление изогнутого на машине и затем отпущенного при 200° листа с фигурами действия сил, характерными для этого вида обработки.

Относительно применения реактива Фри в свете новейших исследований необходимо сказать, что проявление фигур действия сил возможно только в сортах литого железа, полученных путем особых металлургических процессов.

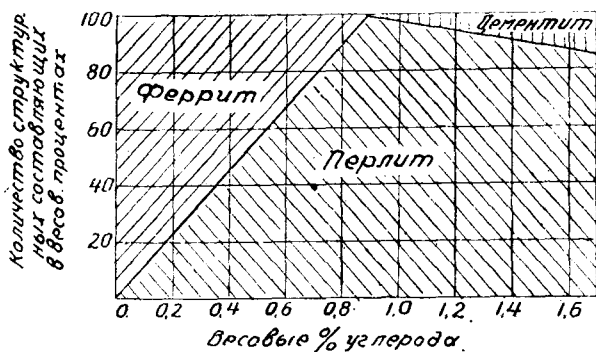
В зависимости от степени проведенного раскисления фигуры действия сил или совсем не проявляются или проявляются очень слабо.

Между появлением фигур действия сил и механическим старением литой стали существует, очевидно, определенная связь в том смысле, что подвергнувшийся старению материал особенно хорошо реагирует на травление по Фри. Поэтому реактив Фри служит и для отличия устойчивого по отношению к старению котельного железа от неустойчивого. Под механическим старением понимают, как известно, понижение вязкости под действием слабой деформации и последующего выдерживания или нагревания в области температур между 200 и 300° , что, главным образом, может иметь место в эксплуатации паровых котлов.

е) Структура наиболее важных сортов стали

1. Углеродистая сталь

Литая и медленно охлажденная, а также ковкая с последующим отжигом углеродистая сталь состоит из смеси феррита и перлита или цементита и перлита, весовые соотношения которых в зависимости от содержания углерода представлены на диаграмме фиг. 416.



Фиг. 416. Структурная диаграмма углеродистых сталей.

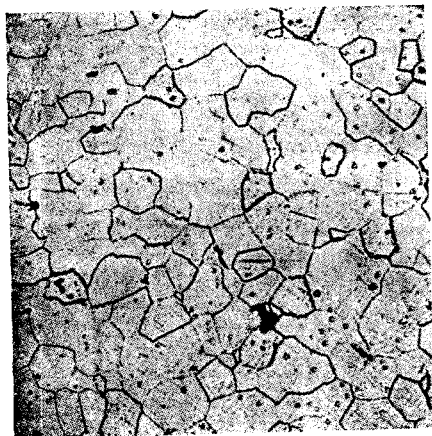
Значения этих весовых соотношений структурных составляющих: феррит, перлит и цементит, определяемые линиями диаграммы, даны в круглых цифрах в табл. 16.

Таблица 16

Содержание составляющих: феррита, перлита и цементита в структуре углеродистых сталей с различным содержанием углерода (в весовых процентах)

Углерод	Перлит	Феррит	Цементит	Углерод	Перлит	Феррит	Цементит
0	0	100	0	0.9	100	0	0
0,1	11	89	0	1.0	98,2	0	1,8
0,2	22	78	0	1,1	96,4	0	3,6
0,3	33	67	0	1,2	94,6	0	5,4
0,4	44	56	0	1,3	92,9	0	7,1
0,5	55	45	0	1,4	91,2	0	18,8
0,6	66	34	0	1,5	89,5	0	10,5
0,7	77	23	0	1,6	87,8	0	12,2
0,8	88	12	0	1,7	86,0	0	4 .0

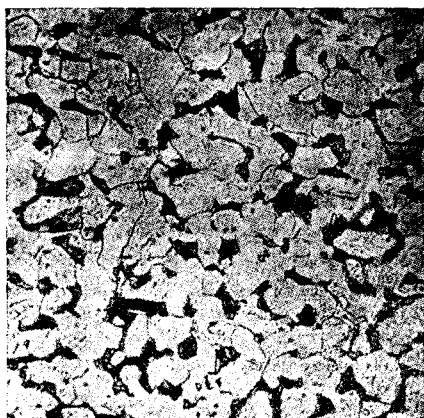
Из этой таблицы видно, что при некотором навыке содержание углерода в доэвтектоидной стали может быть почти точно определено металлографическим (микрографическим) исследованием. Это возможно, однако, только в том случае, если перлит выделился в пластин-



Пикриновая кислота ×100
Фиг. 417. Углерода менее 0,05%.



Пикриновая кислота ×100
Фиг. 418. Углерод = 0,08%.

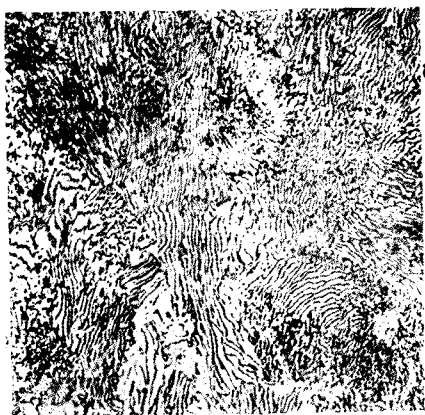


Пикриновая кислота ×100
Фиг. 419. Углерод = 0,20%.

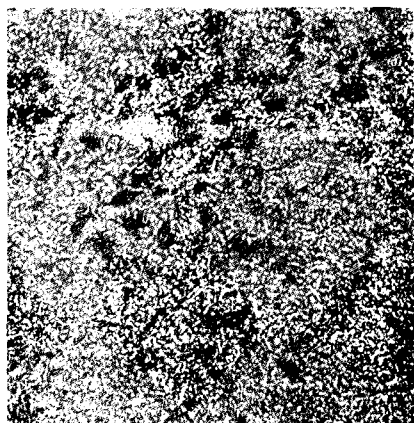


Пикриновая кислота ×100
Фиг. 420. Углерод = 0,55%.

чатой форме. Если же он находится в зернистой форме, то сколько-нибудь правильная оценка невозможна. Вряд ли это определение воз-



Пикриновая кислота $\times 300$
Фиг. 421. Углерод² = 0,85%.



Пикриновая кислота $\times 100$
Фиг. 422. Углерод² = 1,67%. Зернистый цементит.

можно и в заэвтектоидной стали, так как количество свободного цементита увеличивается значительно медленнее, чем количество перлита в доэвтектоидной стали.

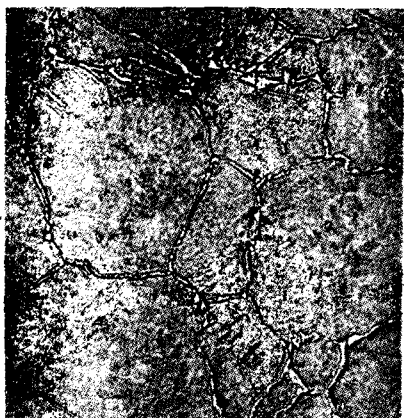
На фиг. 417—423 представлены структуры сталей с различным содержанием углерода.

2. Кремнистая сталь

Кремний, в количествах обычно применяющихся в металлургии, не оказывает особого влияния на структуру стали. Необходимо только обратить внимание на то, что присутствие кремния способствует разложению цементита, чем облегчается образование углерода отжига. На этом основании кремнистые стали склонны к образованию черного излома.

Стали с 1—2% кремния находят себе применение в качестве пружинной и инструментальной стали.

Четырехпроцентное кремнистое железо в виде тонких листов находит себе применение в большом масштабе как трансформаторная жечь. Оно отличается незначительной коэрцитивной силой и поэтому незначительным магнитным гистерезисом, а также высоким удельным



Пикриновая кислота $\times 200$
Фиг. 423. Углерод = 1,67%. Цементит в форме сетки.

электросопротивлением, превышающим почти в пять раз электросопротивление чистого железа.

Из диаграммы железо-кремний следует, что кремний сужает γ -область. Поэтому трансформаторный металл с 4% Si не претерпевает никаких превращений вплоть до точки плавления. На структуру можно повлиять только рекристаллизационным нагревом. Так как, кроме всего прочего, установлено, что по мере увеличения зерен уменьшаются ваттные потери материала, повидимому, вследствие уменьшения расположенного между отдельными зернышками кристалла межклеточного вещества, стремятся, за счет выбора достаточно высокой температуры отжига, сообщить материалу крупнозернистость. Поэтому тонкий листовый материал из 4% кремнистого железа состоит из крупных зерен кремний-феррита (фиг. 424).



Пикрин вая кислота

×100

Фиг. 424. Лист 3,7-процентной кремнистой стали с высокими магнитными свойствами.

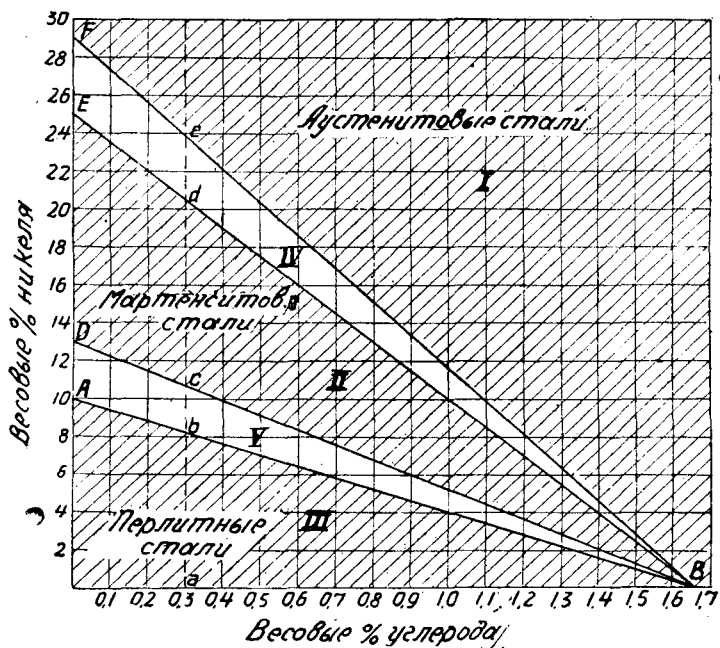
Необходимо также упомянуть о более высоком сопротивлении действию отпуска закаленной кремнистой стали для пружин по сравнению с нормальными марганцовистыми и углеродистыми сталями.

3. Никелевая сталь

По мере добавления к сплавам железо-углерод возрастающих количеств никеля, меняется как положение точек превращения, так и структура. В настоящее время имеется еще слишком мало термических исследований, чтобы можно было дать характеристику термических свойств никелевой стали. Структурная диаграмма фиг. 425, предложенная Гийе (Guillet) (5), дает вполне удовлетворительный обзор структуры.

Изготовленная в нормальных условиях, откованная и охлажденная никелевая сталь имеет перлитовую (перлит + феррит, цементит + перлит), мартенситовую или аустенитовую структуру, в зависимости от того, лежит ли точка, характеризующая ее состав, в участке III, II или I. Построение прямых *AB*, *DB*, *EB* и *FB* удалось на основании

изучения структуры большого количества образцов стали различного состава. Влияние никеля на структуру выражается, например, в стали с 0,3% углерода, следующим образом: до тех пор, пока содержание никеля остается ниже b ($= 8,2\%$), структура состоит из смеси перлита и феррита. Если содержание никеля находится между c и d ($10,6—20,5\%$), то сталь состоит только из мартенсита, и, соответственно этому, тверда и хрупка. При содержании никеля выше e ($23,8\%$) структура состоит из весьма устойчивого аустенита. Как видно из диаграммы,



Фиг. 425. Структурная диаграмма никелевых сталей по Гийе.

влияние никеля на структуру никелевой стали тем резче, чем выше одновременно содержание углерода. По диаграмме, сталь с 1,65% углерода, даже без добавления никеля, должна иметь аустенитовую структуру, однако, надо отметить, что значение точки B состоит в том, чтобы установить с ее помощью направление линий диаграммы. Количественное толкование этой диаграммы при высоком содержании углерода невозможно уже по той причине, что наблюдения Гийе, в основном, относились к стали, бедной углеродом.

Участки I , II , III переходят один в другой не скачкообразно, а отделены друг от друга участками IV и V , которые соответствуют областям переходных структур.

Из перлитовых никелевых сталей, стали с 1—5% никеля и малым содержанием углерода употребляются в качестве конструкционных сталей, в особенности, когда нужно получить высокие механические качества (высокий предел текучести и вязкость) при большом попе-

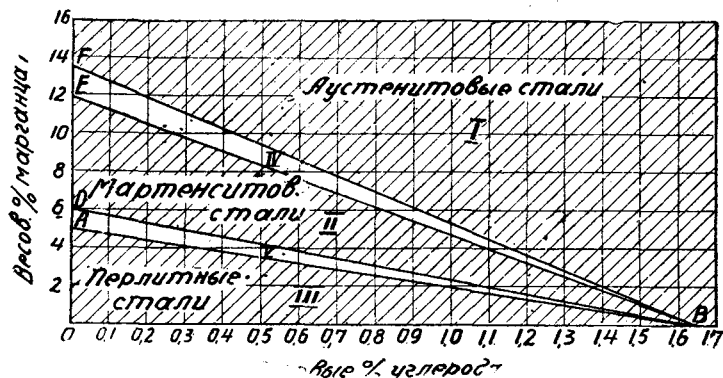
речном сечении изделия. Мартенситовая никелевая сталь с содержанием никеля, приблизительно, 9—10% и очень незначительным содержанием углерода имеет некоторое применение, как хорошо сопротивляющаяся коррозии, однако, ее вытеснили более благородные хромистые и хромоникелевые стали. Из аустенитовых никелевых сталей раньше имела большое применение также 25-процентная никелевая сталь, как нержавеющая, хорошо сопротивляющаяся действию морской воды.

36-процентная никелевая сталь отличается наименьшим коэффициентом расширения и применяется для часовых маятников. Сплавы никель-железо с 42—47% имеют коэффициенты расширения, совпадающие с коэффициентами расширения различных сортов стекла.

Исследования структуры никелевых сталей не дают ничего существенно нового. Перлитные и мартенситовые стали обнаруживают знакомые картины перлита в переходных стадиях к мартенситу, в то время как 25-процентная аустенитовая никелевая сталь показывает структуру, подобную 12-процентной марганцевой стали (см. фиг. 400).

4. Марганцевая сталь

Те же явления, что и в никелевой стали, повторяются в марганцевой, но с той только разницей, что уже вдвое меньшей присадки марганца



Фиг. 426. Структурная диаграмма марганцевых сталей по Гийе.

достаточно, чтобы вызвать такое же действие на структуру. Структурная диаграмма по Гийе (5) представлена на фиг. 426. Благодаря исследованиям Гадфильда (Hadfield) марганцевая сталь, в особенности аустенитовая с 12% Мп и 1,2% С получила большое значение вследствие высокой вязкости и сопротивления истиранию.

5. Вольфрамовая сталь

Действие, отличающееся от действия марганца и никеля, оказывает на структуру стали вольфрам.

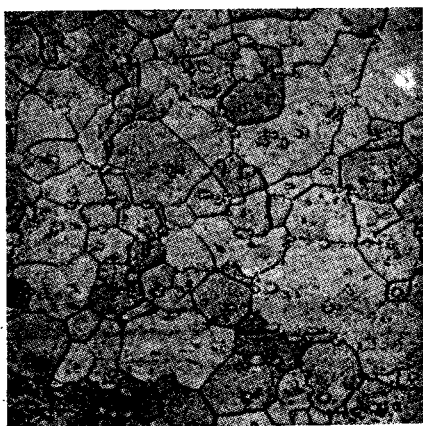
Независимо от стремления вольфрама сужать γ -область в чистых сплавах с железом, вольфрам также обладает склонностью образо-

ывать с углеродом железо-углеродистых сплавов более или менее устойчивые карбиды. Образование карбидов в вольфрамовых сталях находит свое выражение в том, что вольфрамовые стали разделяются на перлитовые стали, карбидные стали и стали с двойными карбидами. Последние называют часто ледебуритными сталями. Как следует уже отсюда, в случае подобного рода легирования, мы имеем дело с таким составом сталей, в которых при затвердевании имеется эвтектика — ледебурит. Пример структуры подобного рода стали приведен в следующей главе «Хромистая сталь».

Вследствие отложений карбидов, подобные стали особенно устойчивы в отношении износа и поэтому применяются для изготовления инструментов. К недостаткам вольфрамовых сталей следует отнести то, что, вследствие их склонности к образованию устойчивых карбидов, уже в низколегированной вольфрамовой стали с 1% С и 0,5% Wо при отжиге между 700 и 850° выделяются устойчивые карбиды вольфрама, с трудом растворяющиеся в аустените и этим понижающие способность стали принимать закалку. Подобного рода стали характеризуются металлографически потускнением полированного шлифа за счет мельчайших частичек карбидов, которые при полировке выкрашиваются и создают этим на шлифе определенное сходство с тонко распределенным графитом (черный излом).

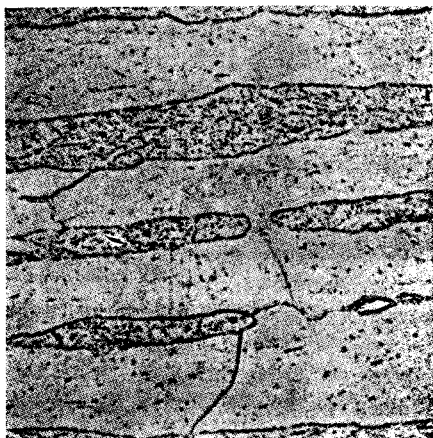
6. Хромистая сталь

Природа хромистых сталей определяется резко выраженной способностью хрома к образованию карбидов. Деление сталей на классы — ана-



×100

Фиг. 427. 30-процентная хромистая сталь (феррит со включениями карбидов).



Протравка V2A

× 500

Фиг. 428. Полуферритовая сталь с 0,1% С и 17% Cr.

логично вольфрамовым. В чистых феррохромовых сплавах хром сужает γ -область. При описании на стр. 140 системы железо-хром указыва-

лись уже различные структуры, могущие встретиться в сталях с 13—15% хрома. 30-процентные хромовые стали носят чисто ферритовый характер и в зависимости от содержания углерода в них наблюдаются очень мелкие карбиды, расположенные в чистом феррите (фиг. 427).

В переходной области, примерно, от 15 до 18% Cr, эти стали состоят наполовину из ферритовой, не способной к превращениям стали, наполовину из перлитовой, способной к превращениям (фиг. 428). При более высоких содержаниях углерода особенно проявляется карбидный характер этих сталей. Заслуживают внимания стали с 12—14% Cr и 2,0—2,5% C, которые еще ковкие, несмотря на значительные выделения ледебуритной, эвтектической составляющей. По своей структуре такие стали с сильно выраженным эвтектическим строением относятся уже к чугунам.

7. Молибденовые, ванадиевые и титановые стали

Еще большая способность к образованию карбидов присуща элементам молибдену, ванадию и титану. Связь углерода с титаном может быть настолько прочной, что находящиеся в γ -железе карбиды (аналогично устойчиво выделившимся карбидам вольфрама) только с большим трудом переходят в раствор. Титан обладает, кроме того, склонностью связывать одновременно с углеродом и азот в форме титанонитридов—титаноцианидов. Титанонитриды обнаруживаются на шлифе в виде неправильных четырехугольников светлой, доходящей до красноватого оттенка окраски (фиг. 295). В металлографическом отношении обычные стальные сплавы этих элементов новых структурных составляющих не содержат. Об изменениях структуры сплавов титана в связи с особым видом повышения твердости (Ausscheidungshärtung) было уже упомянуто при описании системы железо-титан (см. стр. 142).

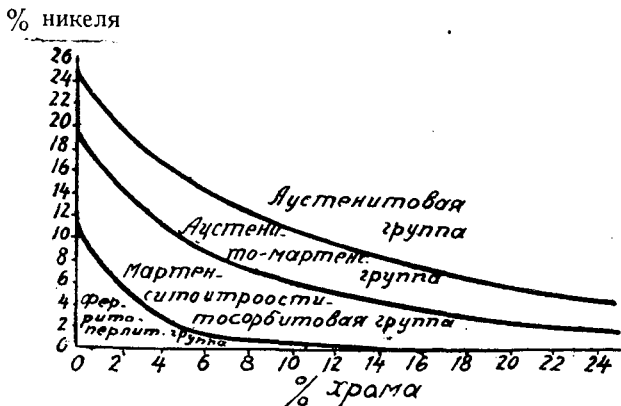
8. Стали с несколькими легирующими добавками

При производстве специальных сталей, наряду со сплавами с одним специальным элементом, бывает необходимо во многих случаях изготовление комплексных сплавов с несколькими легирующими элементами — с целью усиления влияния отдельных элементов сплава. Из всех наиболее употребительных в технике полилегированных сталей мы кратко остановимся только на хромоникелевых и быстрорежущих сталях.

9. Хромоникелевая сталь

Из наиболее употребительных специальных сталей хромоникелевая сталь с присадкой до 1% молибдена и вольфрама занимает выдающееся место, как конструкционная сталь для высоконапряженных частей (авто-тракторно-авиостроение, броневые плиты). Это стали с перлитовой структурой, причем перлит находится в тонком, зернистом.

распределении. Структура эта называется некоторыми авторами трооститом или осмондитом, так как эти специальные стали применяются почти исключительно в улучшенном состоянии. В последние годы введены в технику также мартенситовые и аустенитовые хромоникелевые стали, которые характеризуются тем, что они обладают высоким сопротивлением ржавлению и коррозии при выдающихся механических качествах. Температурные кривые как перлитовой, так и мартенситовой хромоникелевой стали, имеют приблизительно один и тот же вид: в обоих случаях при обыкновенных условиях охлаждения точка *Ar* лежит при низкой температуре. Оба вида стали имеют поэтому при обыкновенных условиях охлаждения мартенситовую структуру и тверды¹.



Фиг. 429. Структурная диаграмма хромоникелевых сталей по Штраусу и Мауреру.

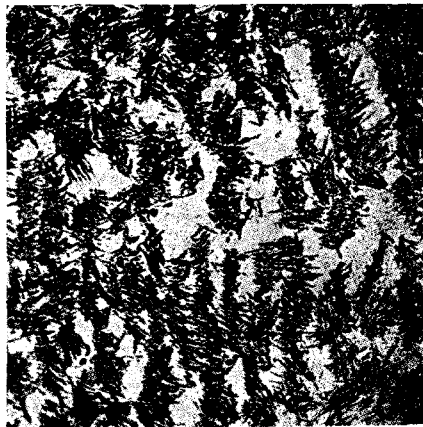
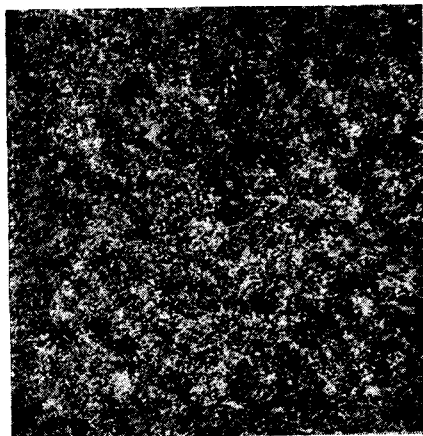
Но, в то время, как у перлитовой хромоникелевой стали точка *Ar* при сильно замедленном охлаждении (фиг. 351) переносится к более высокой температуре, т. е. эта сталь при достаточно медленном охлаждении из области твердого раствора делается мягкой, с мартенситовой хромоникелевой сталью этого не происходит. Поэтому перлитовую хромоникелевую сталь называют воздушнозакаливающейся, мартенситовую — самозакаливающейся.

¹ Такое утверждение автора нельзя признать вполне отвечающим действительности. Понимая под обыкновенными условиями охлаждения, охлаждение на воздухе, нужно сказать, что хромоникелевые стали перлитового класса, особенно малоуглеродистые, при охлаждении на воздухе, тверды только относительно, и, во всяком случае, они много мягче хромоникелевых сталей мартенситового класса. Твердость первых — порядка очень трудной обрабатываемости на станках, вторых — значительно выше.

Углеродистая составляющая сталей перлитового класса скорее напоминает сорбит с зернышками карбида и нередко имеет игольчатый рисунок, присущий мартенситу (сорбит по мартенситу). Может быть это и дало автору повод говорить, что оба класса сталей (и перлитовый, и мартенситовый) имеют при обыкновенных условиях охлаждения мартенситовую структуру. — *Fed.*

Штраус и Маурер показали, что как перлитовые, так и мартенситовые хромоникелевые стали после нагревания ниже точки A_c делаются мягкими и пригодными к механической обработке. К мартенситовой хромоникелевой стали это относится только при условии малого содержания углерода и при нагреве ниже A_c эта сталь получает трооститовую, до тонкоперлитовой, структуру.

Из понижения положения точки A_r в хромоникелевых сталях следует, что критическая скорость охлаждения в этих сталях относительно невелика, вследствие чего возможно сквозное улучшение крупных стальных деталей значительного сечения (см. главу «Термическая обработка»).



Пикриная кислота $\times 300$
Фиг. 430. Хромоникелевая сталь, 0,21% С, 10% Сг, 1,75% Ni; троостит отпуски.

Пикриновая кислота $\times 300$
Фиг. 431. Хромоникелевая сталь 0,34% С, 6,20% Сг, 8,00% Ni. Аустенит и мартенсит.

На фиг. 429 изображена диаграмма хромоникелевых сталей с малым содержанием углерода, данная Штраусом и Маурером.

Стали мартенситово-аустенитовой группы являются сталями с переходными структурами; закалкой при высокой температуре этим сталям сообщается, правда, аустенитовая структура, однако, под влиянием отпуска или механических напряжений эта последняя переходит снова в мартенситово-аустенитовую переходную структуру. Следовательно, это стали с неустойчивой структурой.

На фиг. 430 изображена структура хромоникелевой стали мартенситовой группы с 0,21% С, 10% Сг, 1,75% Ni после нагрева при 600° , — с трооститовой структурой.

На фиг. 431 — структура ковальной стали с переходной структурой аустенит-мартенсит. Состав: 0,34% С, 6,2% Сг, 8% Ni.

Высоколегированная сталь, представляющая уже как бы переход к аустенитовой стали, приобретает после закалки при $1100-1200^\circ$ аустенитовую структуру (фиг. 432).

На основании новейших работ в области хромоникелевых сталей можно заключить, что соотношения в них не столь просты, как это казалось по более ранним исследованиям Штрауса и Маурера (фиг. 430). Однако, мы не будем касаться здесь слишком сложных теорий, как, например, теория Байна и Гриффитса (Bain и Griffiths), как выходящих из рамок данного руководства.



Протрава V⁸A ×100
 Фиг. 432. Аустенитовая хромоникелевая сталь.

10. Быстрорежущая сталь

Кроме вышеупомянутых специальных сталей, в технике для различных специальных целей применяются тройные и еще более сложные стали, свойства которых изучены, главным образом, в отношении их практического применения.

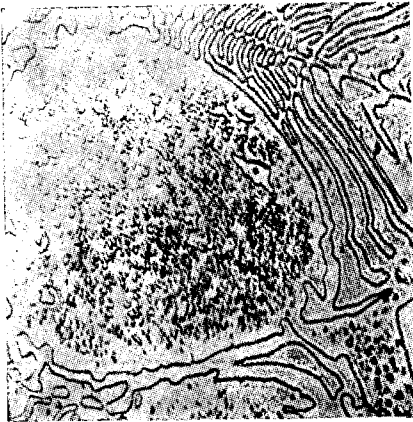
Среди них особенно интересна быстрорежущая сталь, открытая

Тэйлором и Уайтом (Taylor и White). Химический состав некоторых известных марок этой стали колеблется в следующих границах:

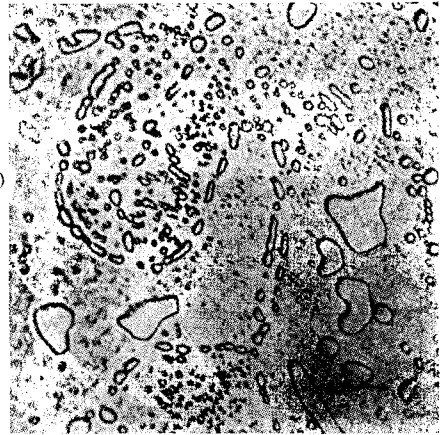
C	0,6—1%
W	13—24%
Cr	3,5—5%
Va	0—2,5%
Mc	0—1%

Вследствие высокого содержания карбидообразующих элементов, быстрорежущая сталь относится к сортам стали, содержащим ледебурит. Они состоят, следовательно, из механической смеси двух составляющих, из которых одна представляет собою твердый раствор железа, вольфрама, хрома и углерода, при чем эти элементы в нем могут находиться в виде соединений друг с другом, а другая — эвтектику, содержащую железо, углерод, вольфрам, хром и ванадий. Так как эвтектика уже в процессе затвердевания определяет форму своего образования, — скорость затвердевания оказывает большое влияние на величину заполненных эвтектикой клеток.

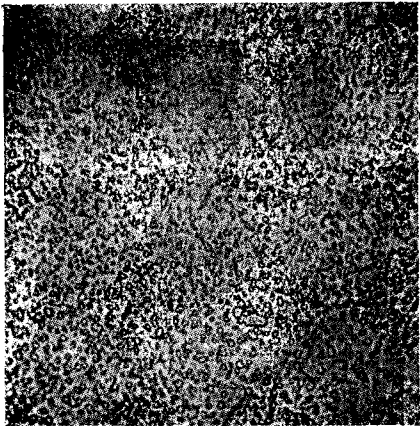
На фигурах 433 и 434 представлены типичные структуры литой быстрорежущей стали и различные виды образования эвтектики. Под влияниемковки эвтектика претерпевает значительное разрушение, и карбиды, в зависимости от степени уковки, более или менее равномерно распределяются по всей структуре (фиг. 345). Быстрорежущая сталь приобретает свои ценные качества путем закалки при возможно более высокой температуре. Температуру закалки доводят почти до самой точки плавления, чтобы перевести в раствор максимально возможное количество карбидов. После закалки при такой высокой



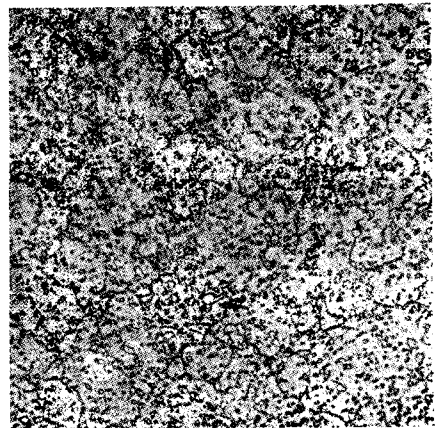
HNO₃ ×500
 Фиг. 433. Литая быстрорежущая сталь. Двойные карбиды в форме жилков, окруженные твердым раствором:



HNO₃ ×500
 Фиг. 434. Литая быстрорежущая сталь. Двойные карбиды в форме неправильных зерен и узлов, окруженные твердым раствором:



HNO₃ ×500
 Фиг. 435. То же, что на фиг. 434, но откованная и отожженная при 800° сталь.



×500
 Фиг. 436. Закаленная быстрорежущая сталь. Аустенито-мартенситовая основа, с равномерно распределенными карбидами.

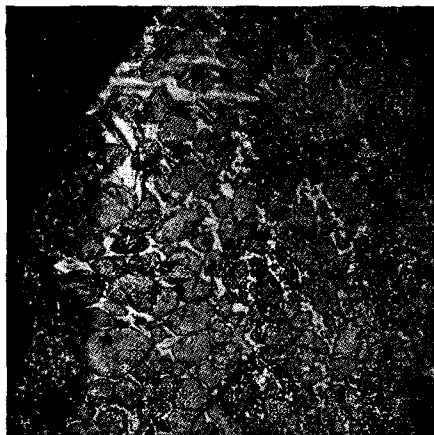
температуре быстрорежущая сталь состоит из мартенсито-аустенитовой основы с вкрапленными в нее карбидами (фиг. 436).

Вследствие того, что температура заковки чрезвычайно близко подходит к точке плавления, при заковке инструментов из быстрорежущей стали



Нат. вел.

Фиг. 437. Зубья закаленной с перегревом фрезы из быстрорежущей стали.



Пикриновая кислота ×100

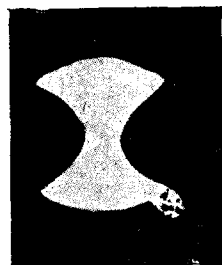
Фиг. 438. Микроструктура перегретого зубца из фиг. 437.

могут получиться дефекты, представляющие металлографический интерес. При чрезмерном приближении температуры заковки



Нат вел.

Фиг. 439. Отслоившийся вследствие науглероживания наружный слой сверла из быстрорежущей стали.



Нат вел.

Фиг. 440. Образование «бородавок» в быстрорежущей стали — вследствие науглероживания.

к точке плавления, в местах, богатых карбидами, по границам зерен, начинается процесс расплавления. На фиг. 437 представлена такая перегретая закаленная быстрорежущая сталь. Фиг. 438 показывает структуру перегретых участков. По границам зерен ясно

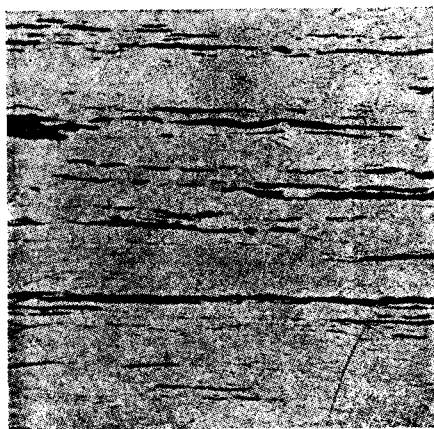
видна новообразовавшаяся эвтектика. Закаленный таким образом инструмент чрезвычайно хрупок. При слишком долгом выдерживании даже при правильной температуре закалки имеют аналогичные явления перегрева. Вследствие высокой температуры закалки возникает опасность обезуглероживания деталей из быстрорежущей стали при нагреве перед закалкой. Делались попытки предупредить обезуглероживание путем упаковки закаливаемых деталей в ящики с древесным углем. При этом, однако, вследствие большой скорости диффузии углерода при очень высоких температурах, легко может произойти науглероживание, которое при последующей закалке может повести к отслоению цементированного слоя (фиг. 439). Вследствие повышения содержания углерода, понижается одновременно точка плавления науглероженных мест. Поэтому при закалке быстрорежущей стали может произойти поверхностное оплавление (образование «бородавок»). Аналогичное явление наступает при нагревании в соляной ванне, при пользовании графитовыми тиглями. На фиг. 440 представлено спиральное сверло, на котором, в результате понижения точки плавления под влиянием действия углерода, образовалось вышеупомянутое явление оплавления. Содержание углерода в некоторых подобных «бородавках» составляет 4.2%.

В. ПРОЧИЕ ВИДЫ КОВКОГО ЖЕЛЕЗА

а) Сварочное железо

(Сварочное железо, кричное железо, пудлинговое железо, кричная и пудлинговая сталь).

Чугун, подвергающийся фришеванию посредством кричного или пудлингового процесса, нагревается в древесноугольном горне или в пламенной печи. При этом фришевание происходит за счет дутья и шлака, богатого железом. Отдельные кристаллические комки соединяются в печи в крицы, которые удаляются из пламени и отковываются. При сваривании между собою отдельных комков металла захватываются и шлаки, часть которых при дальнейшей механической обработке выдавливаются, большая же часть, однако, остается в металле. Количество шлака, естественно, тем меньше, чем меньше отдельные крицы и чем тщательнее они обработаны. Кричное железо содержит всегда меньшее количество шлака, чем пудлинговое. На фиг. 441—443 представлены шлаковые включения, в продольном и поперечном



Не протравлено 25
 Фиг. 441. Сварочное железо, продольное сечение. Прожилки шлаков, окруженные ферритом.

сечении полосы сварочного железа. Нужно отметить, что травление двухлористой аммонийно-медной солью для этих сортов железа непригодно, так как осаждаемая медь с трудом удаляется.



Пикриновая кислота $\times 50$
 Фиг. 442. Сварочное железо, продольное сечение. Прожилки шлаков, окруженные ферритом.

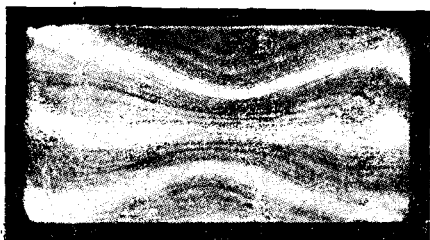


Пикриновая кислота $\times 500$
 Фиг. 443. Сварочное железо, поперечное сечение.

Дальнейшая обработка сварочного железа аналогична обработке малоуглеродистого литого железа.

б) Цементная сталь

Как уже указывалось в главе о термической обработке, содержание углерода в железо-углеродистых сплавах может изменено также и в твердом состоянии, посредством цементации, так как они могут при температурах в пределах области γ -железа поглощать углерод из окружающей их богатой углеродом среды. Этот процесс цементации используют не только при вышеописанном способе поверхностной цементации, но также и при производстве высокоуглеродистых сталей, носящих поэтому название цементной стали.

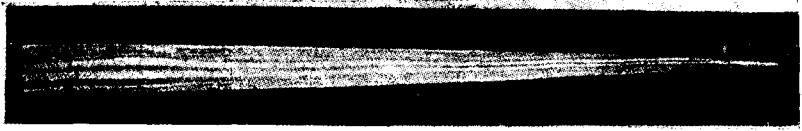


Двея рист. аммонийно-медная соль $\times 2$
 Фиг. 444. Рафинированная сталь. Поперечный шлиф.

с) Многослойная сталь

Путем сваривания полос ковкого железа с различным содержанием углерода можно получать специальные стали. В прежние времена сваривали под паровым молотом крицы различного состава и полу-

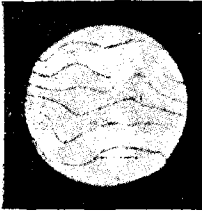
сваривали под паровым молотом



Двухлористая аммонийно-медная соль

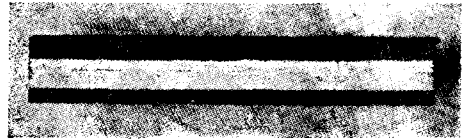
×3

Фиг. 445. Нож из многослойной стали. Поперечный шлиф.



Двухлористая аммонийно-медная соль
Нат. вел.

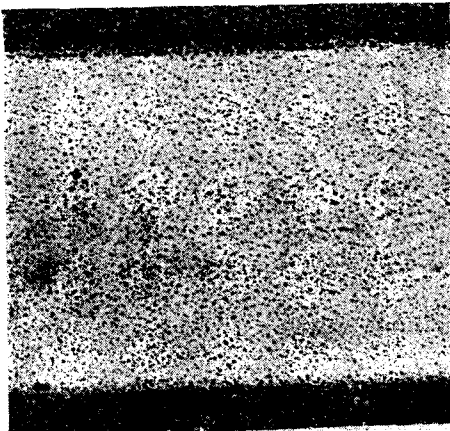
Фиг. 446. Цепное железо из пакетированного сваренного литого железа.



Никриновая кислота

Нат. вел.

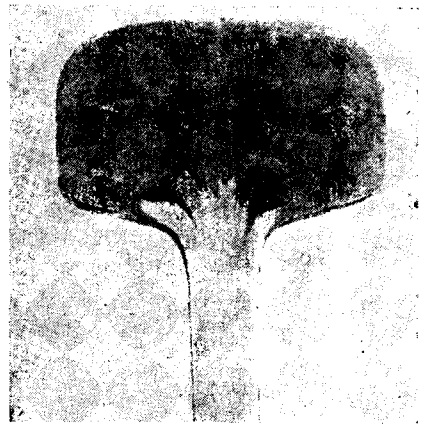
Фиг. 447. Многослойный лист. В ядре — железо (светлое), наружные слои — сталь (темная).



Никриновая кислота

×10

Фиг. 448. Многослойный лист
фиг. 447.



×0,5

Фиг. 449. Двуслойный рельс, изготовленный по способу Мелона.

чали таким путем так называемую дамасскую или «рафинированную» сталь¹. При травлении кусков такой стали возникает полосчатость и жилковатость (узор), обуславливаемые сваркой кусков различного состава (фиг. 444 и 445).

Аналогичную структуру обнаруживает пакетированное и сваренное посредством проковки литое железо (фиг. 446). Для специальных целей, как, например, для полозьев коньков, решеток оград и т. д., необходимо получить сталь, которая бы частично принимала закалку, частично же ее не принимала. В этом случае вместо цементации производят отливку сталей различных составов в одной изложнице,



Пикриновая Кис ота

Нат. вел.

Фиг. 450. Многослойная сталь с несколькими сердечниками из 12-процентной марганцевистой стали.

таким образом, чтобы они хорошо сварились друг с другом. После прокатки такого материала получаются полосы (или листы), состоящие из двух или более сортов стали. На фиг. 447 и 448 представлен многослойный лист, состоящий в ядре из литого железа, а по краям из более высокоуглеродистой закаливаемой стали. Были попытки применения аналогичного способа для производства рельсов с целью получения особенно стойкой по отношению к износу головки. На фиг. 449 представлен поперечный разрез подобного двуслойного рельса. Аналогичный пример многослойной стали дан на фиг. 450. Здесь прутки из 12-процентной твердой марганцевой стали залиты мягким железом. Поскольку 12-процентная марганцевая сталь чрезвычайно сильно сопротивляется износу и не поддается обработке пилой или напильником, постольку подобные бруски находят применение при изготовлении решеток, оград и т. п.

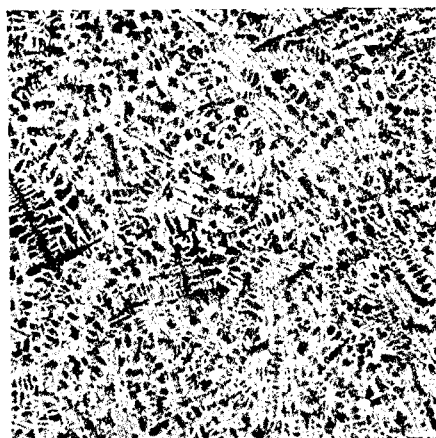
Многослойная сталь находит особое применение в физике. Сваркой 36- и 25-процентной никелевой стали, имеющих различные коэффициенты теплового расширения, получают полосы, которые при нагревании претерпевают определенное искривление (биметалл).

С. ДОМЕННЫЙ (СЫРОЙ) ЧУГУН И ЧУГУННОЕ ЛИТЬЕ

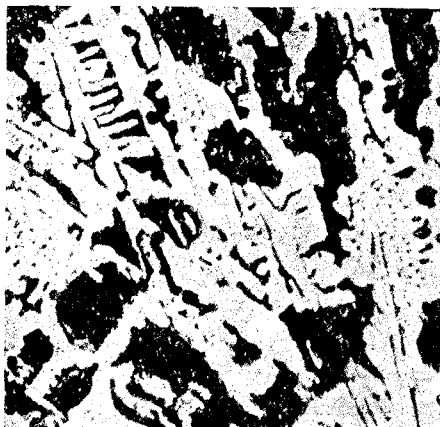
1. Доменный (сырой) чугун

Под сырым чугуном понимают продукцию доменной печи, т. е. материал первичной выплавки. Он очень редко применяется для фасонного литья, прямо по выходе из доменной печи, хотя при этом можно сэкономить стоимость переплавки. Этот способ служит только для получения дешевой массовой продукции.

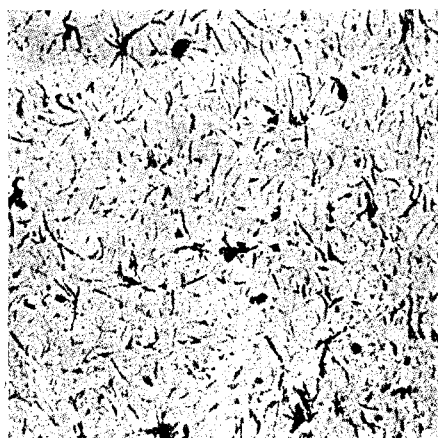
¹ См. наше примечание на стр. 296. — *Ред.*



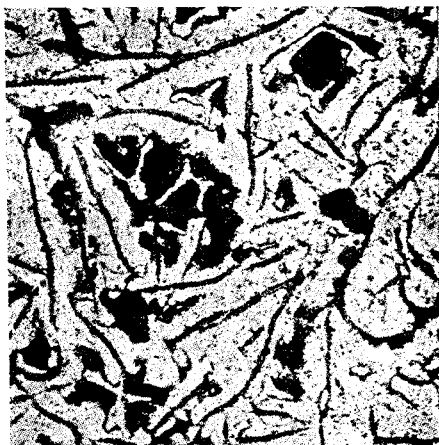
Пикриновая кислота $\times 20$
 Фиг. 451. Белый чугун. 3,48% C
 0,40% Si.



Пикриновая кислота > 200
 Фиг. 452. Белый чугун. 3,48% C;
 0,40% Si.

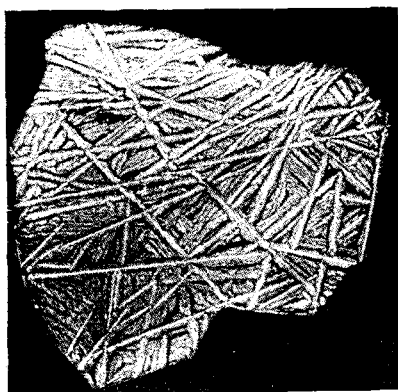


Не протравлено $\times 20$
 Фиг. 453. Серый древесноугольный
 чугун. 3,4% C, 2,6% Si, 3,2%
 графита

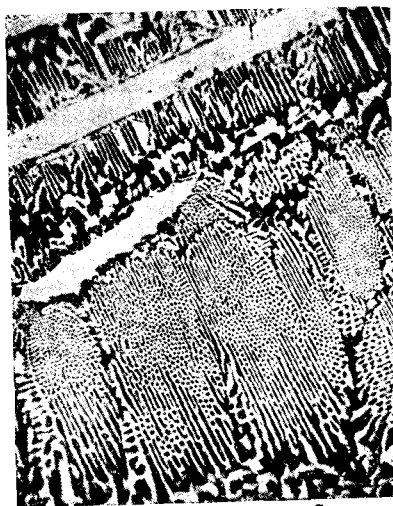


Пикриновая кислота $\times 100$
 Фиг. 454. Серый древесноугольный
 чугун. 3,4% C, 2,6% Si, 3,2%
 графита.

Как правило, доменный чугун разливается в чушки и в таком виде представляет собою исходный материал для литья. Различают белый и серый чугун, так как в зависимости от того, образовался ли при затвердевании ледобурит или графит, поверхность излома чугуна выглядит белой или серой. Нормально охлажденный чугун содержит обычно наряду с графитом или ледобуритом еще и перлит, который большей частью бывает пластинчатым. Если в чугуне содержится одновременно и ледобурит, и графит, то чугун носит название



Пикриновая кислота ×2
 Фиг. 455. Зеркальный чугун.
 4,94% С, 9,2% Мп.



Пикриновая кислота ×100
 Фиг. 456. Зеркальный чугун.
 4,94% С, 9,2% Мп.

смешанного. В зависимости от анализа, обуславливаемого дальнейшим применением данного сорта, различают гематит, литейный чугун, зеркальный чугун, томассовский чугун (бессемеровский) и т. д. Примеры структур приведены на фигурах 451—456.

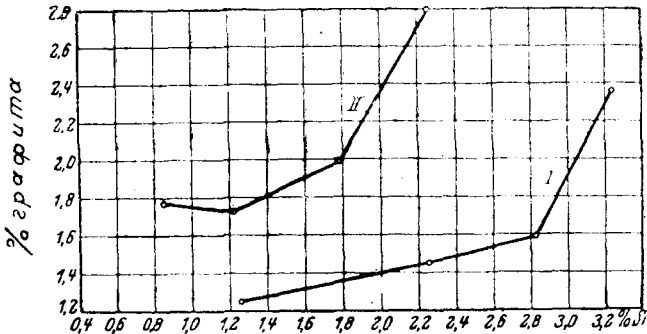
II. Чугунное литье

Чугун, переплавленный из соответствующей смеси различных сортов в специальных печах и разлитый в формы носит общее название чугунного литья. Различают обыкновенное серое литье с графитовой структурой и закаленное (отбеленное) литье с ледобуритной структурой; последнее бывает часто в виде двуслойного литья с ледобуритной наружной коркой и графитовым ядром. Особое место занимает так называемый ковкий (или томленный) чугун (Temperguss), отлитый в виде белого чугуна и получивший в результате последующего отжига (томления) графитовую структуру.

1. Серое литье

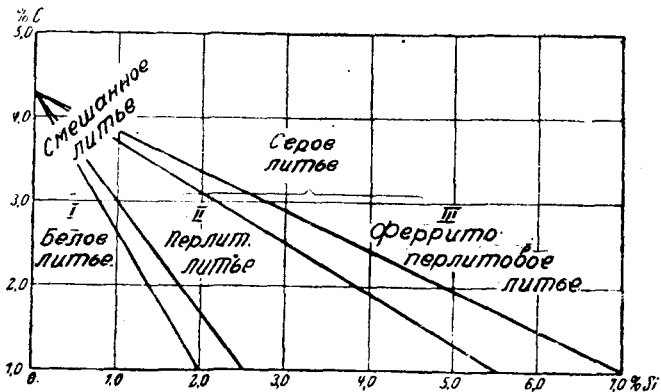
а) Структура

При оценке структуры серого литья, наряду со строением металлической основы (феррит и перлит), огромное значение имеет также количество и форма выделений графита. И на основу, и на графит влияют состав и условия отливки.



Фиг. 457. Влияние кремния на графитообразование (Вюст и Кеттенбах). Ломаная I: $C \sim 2,61\%$; ломаная II: $\sim 3,21\%$.

Основа. Носителем высоких механических свойств в высококачественном сером литье является чисто перлитовая структура металлической основы (перлитовое литье). На количественное соотношение

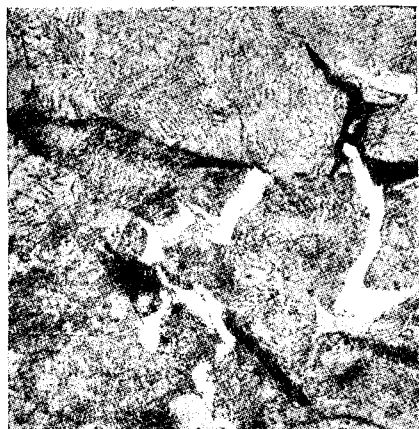


Фиг. 458. Диаграмма литейного чугуна по Мауреру.

феррита или перлита и графита существенное влияние оказывает содержание углерода и кремния. Из фиг. 457 видно, что возрастающее содержание кремния, а равно и углерода, приводит к усиленному графитообразованию. Влияние этих элементов представлено весьма наглядно диаграммой Маурера (5) (фиг. 458). Литейный чугун, состав



Пикринвая кислота ×500
 Фиг. 459. Серое литье с большим количеством феррита, незначительным количеством перлита и графитом.



Пикринвая кислота ×500
 Фиг. 460. Серое литье с незначительным количеством феррита, большим количеством перлита и графитом.

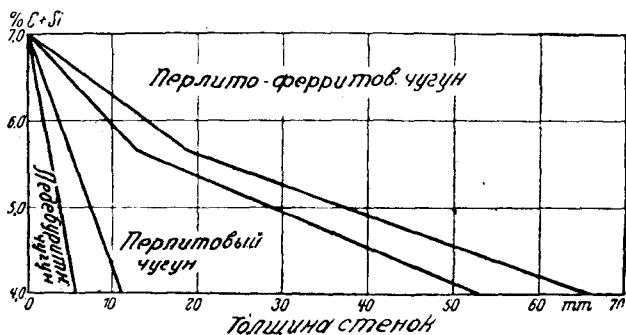


Пикриновая кислота ×500
 Фиг. 461. Чисто перлитовое литье.



Пикриновая кислота ×500
 Фиг. 462. Перлитовое литье с остатками ледобурита (смешанный чугуn).

которого соответствует среднему полю диаграммы, обладает чисто перлитовой структурой с включениями графита. Если литье по своему составу находится в левом поле, то его структура состоит из ледебурита, если же в правом, то наряду с перлитом и графитом появляется феррит. Переход от одного рода структуры к другому совершается всегда постепенно, как показывают переходные зоны диаграммы. Вершина диаграммы представляет собою область смешанного чугуна. Примеры структуры серого и смешанного чугуна представлены на фиг. 459—462.



Фиг. 463. Диаграмма литейного чугуна по Грейнер-Клингенштейну.

Диаграмма эта верна только при соблюдении определенной скорости охлаждения, так как литейный чугун при одном и том же химическом составе тем больше склонен к затвердеванию в карбидную систему, чем быстрее он охлаждается; обратно, структура тем более богата графитом, чем медленнее происходит охлаждение. Обычно скорость охлаждения регулируется сама собою толщиной стенок отливки, так как с увеличением толщины стенок отношение теплоотдающей поверхности к общему объему отливки уменьшается. Диаграмма фиг. 458 соответствует толщине стенок примерно в 30 мм. Влияние толщин стенок на структуру выражено диаграммой Грейнера-Клингенштейна (фиг. 463). Она верна только при содержании углерода выше 2,8% и кремния — выше 1%.

Факт влияния скорости охлаждения на структуру может быть различными способами использован на практике. Получение однородно-серого литья при очень низком содержании кремния делается возможным путем заливки в предварительно подогретые формы; с другой стороны, ускоренный метод охлаждения с помощью металлических форм (кокилей) может повести к образованию ледебуритной структуры (в частях отливки, которые должны быть твердыми).

В противоположность кремнию, марганец задерживает графитообразование, по крайней мере, начиная от содержания в 0,3%. Очень высокое содержание марганца — от 6 до 10% — стабилизирует аустенитовую структуру. Пойдет ли в этом последнем случае затвердевание в сторону образования графита или карбида, зависит от содержания остальных элементов и в особенности кремния. Аустенитовый

серый чугун (фиг. 464) находит применение в электротехнике в качестве немагнитного материала.

Подобно марганцу, к образованию аустенита приводит никель при содержании его от 6 до 10%. В противоположность первому, он не вызывает образования карбидов, а способствует выделению графита. С другой стороны (по Пивоварскому), при незначительном содержании никель облагораживает структуру металлической основы и этим повышает механические свойства отливки (фигуры 465 и 466). Хром препятствует графитообразованию; присадка хрома к серому чугуну повышает поэтому твердость. Так как он также действует

облагораживающим образом на основу, то его часто добавляют вместе с никелем с целью получения желаемой твердости. Помимо влияния хрома на количество выделившегося графита и на улучшение основной структуры, присадка его в обычных количествах не вызывает коренных изменений в строении серого литейного чугуна; поэтому излишне приводить дополнительные примеры структуры. Это же относится и к другим легирующим элементам, как молибден, вольфрам и ванадий.



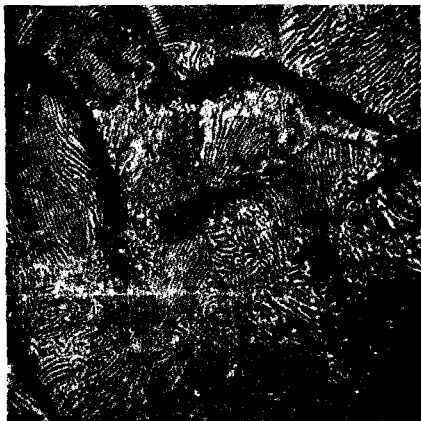
Никриновая кислота

×200

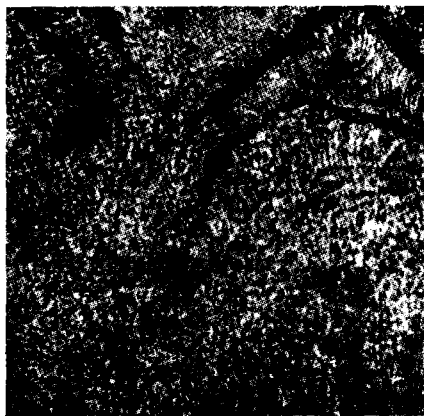
Фиг. 464. Немагнитный чугун (аустенитовое литье).

Графитообразование. Все вышесказанное касалось в первую очередь влияния различных мероприятий на основную структуру, о графите же упоминалось лишь в отношении того или иного его количе-

ства в структуре. Однако, графитообразование само по себе зависит в значительной мере от производственных условий. Чем крупнее отдельные пластинки графита, тем ниже получаются механические и иные свойства литейного чугуна, как, например, описанная ниже склонность к росту при нагревании (Вюст и Лайенер—Wüst и Leihener). С другой стороны, по Барденгойеру и Цейену (Bardenheuer и Zeuен) (1) при увеличении размеров пластинок графита понижается растворимость чугуна в кислотах. На форму и величину графитовых пластинок существенно влияет скорость охлаждения; чем медленнее затвердевает сплав, тем крупнее отдельные листочки графита (фиг. 467 и 468). Помимо регулирования скорости охлаждения, на форму выделений графита можно влиять путем перегрева чугуна при плавке. При этом способе нужно различать два процесса. Из двух чугунов совершенно одинакового химического состава, температуры разлива и скорости охлаждения выделит при затвердевании меньшее количество углерода в виде графита тот, который в жидком состоянии был нагрет до более высокой температуры [Руэр и



Пикриновая кислота $\times 500$
Фиг. 465. Дозвектический чугун без никеля. Пластинчатый перлит.



Пикриновая кислота $\times 500$
Фиг. 466. То же, что на фиг. 465, с 1% никеля. Тонкопластинчатый перлит.

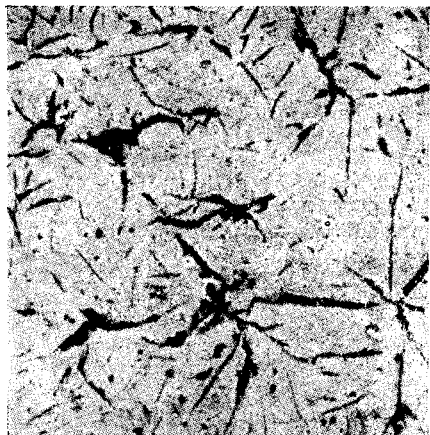


Не протравлено $\times 50$
Фиг. 467. Серое литье, отливка в песок, быстрое охлаждение.

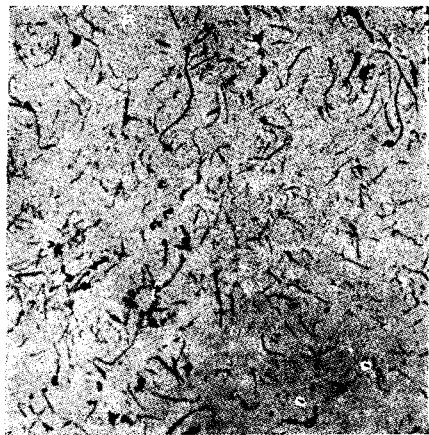


Не протравлено $\times 50$
Фиг. 468. Серое литье, отливка в горячую форму, медленное охлаждение.

Ф. Геренс (2), Пивоварский (2)]. В вопросе о том, непрерывно ли усиливается этот эффект с ростом перегрева, нет единства точек зрения. Тогда как Керпели (Kerpely) (1) и Ганеман (4), позднее Барденгойер и Цейен (2) придерживаются подобной точки зрения, Пивоварский (2) полагает, что при температуре около 1500° имеется поворотная точка — это значит, что после перегрева, перешедшего за 1500° , выделение графита при охлаждении снова усиливается. Более важным является то утверждение, что по мере повышения перегрева плавки



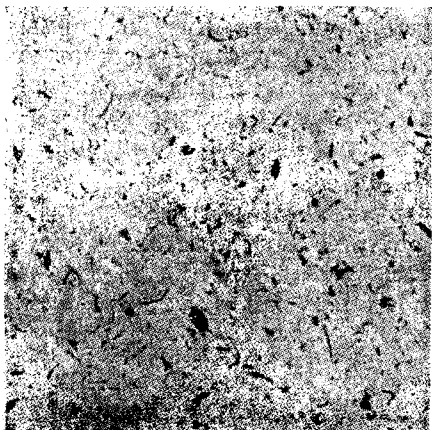
Не протравлено × 50
 Фиг. 469. Литейный чугун, нагретый до 1250° . Нормальное графитообразование.



Не протравлено × 50
 Фиг. 470. Литейный чугун, нагретый до 1400° , более мелкое графитообразование.

листочки выделяющегося графита становятся все более и более мелкими. Первым на это обратил внимание Пивоварский (2), затем Керпели (2) и Ганеман (4). На фиг. 469—471 приведены примеры этого явления. Необходимо при этом отметить, что улучшение чугуна путем перегрева по Барденгойеру и Цейену наблюдается не во всяком чугуне. Часто у малоуглеродистых чугунов с повышением температуры перегрева наблюдается, помимо измельчения графита, возрастающая склонность к образованию дендритов, особенно при незначительном содержании фосфора и серы. Этим опять-таки обуславливается понижение механических свойств. При перегретом в жидком виде чугуне температура литья не влияет на форму выделений графита; в противоположность этому, по Обергофферу и Штейну, Барденгойеру и Цейену (2) при неперегретом чугуне из вагранки с понижением температуры литья увеличиваются размеры пластинок графита. Объяснение этого явления дают два последних автора.

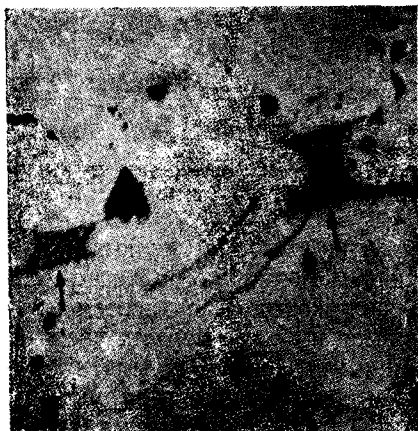
Фосфидная эвтектика. Наряду с основными структурными элементами, обусловленными, главным образом, наличием углерода, в чугуне встречается еще один чрезвычайно типичный структурный элемент, так называемая фосфидная эвтектика (ср. стр. 147).



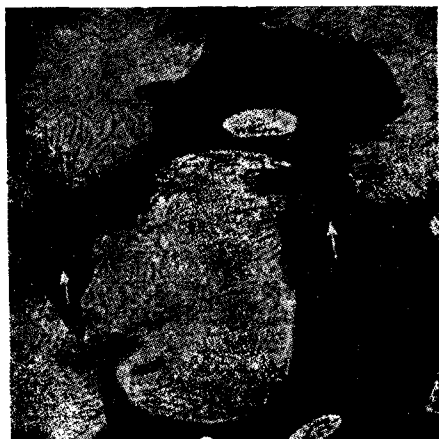
Пикриновая кислота $\times 500$
 Фиг. 471. Чугун, нагретый до 1550° ,
 очень мелкое графитообразование.



Пикриновая кислота $\times 500$
 Фиг. 472. Смешанный чугун ($3,18\%$ С,
 $1,78\%$ графита, $0,21\%$ Р). Перлит —
 серый, цементит — белый, с участ-
 ками фосфидной эвтектики, указан-
 ными стрелками.



Нейтральный пикрат $\times 500$
 Фиг. 473. То же, что на фиг. 472.
 От нейтрального пикрата натрия по-
 темнел только фосфид.



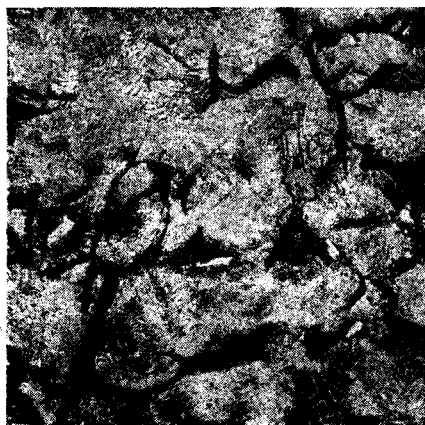
Щелочный пикрат $\times 500$
 Фиг. 474. То же, что на фиг. 472.
 От щелочного пикрата потемнели и
 цементит и фосфид.

Она очень схожа с ледебуритом, вследствие чего нередко принимается за последний. Способы отличия фосфида железа от карбида железа с помощью травления и отпуска описаны на стр. 237 и 244.

Фигуры 472—474 показывают фосфидную эвтектику наряду с цементитом и способы их отличия при помощи травления пикратом натрия. В зависимости от термической обработки жидкого чугуна, формы фосфидной эвтектики различны. Горячая разливка дает сетчатую структуру, тогда как при холодной разливке эвтектика распределяется равномерно (Обергоффер и Штейн). При горячей разливке проб количество фосфидной эвтектики по Юнгблуту и Гуммерту (Jungbluth и Oimmert) меньше, чем при холодной, в то время как величина и форма отдельных зерен остаются одинаковыми.

б) Влияние нагрева на структуру

О влиянии нагрева на отдельные структурные составляющие серого чугуна в литературе существуют лишь отдельные указания



Пикриновая Кислота × 200
Фиг. 475. Неотожженное серое литье.



Пикриновая Кислота × 200
Фиг. 476. Тот же материал, что на и фиг. 475, но отожженный.

Чаще исследуется влияние на форму углерода. Продолжительное нагревание между 675 и 850° с последующим возможно более медленным охлаждением (1—2° в мин.) ведет к разложению имеющегося карбида на феррит и графит. Графит выделяется в форме мелких узелков и отлагается на уже имеющихся выделениях графита. Кремний в значительной мере благоприятствует этому процессу. Микроструктуры термически обработанного и необработанного чугунов представлены на фигурах 475 и 476. При термообработке понижается сопротивление разрыву и твердость.

Продолжительное нагревание выше 550° приводит чугун к остающемуся при обыкновенной температуре увеличению объема. Этот

так называемый рост чугуна должен быть в основном отнесен за счет образования углерода отжига. Это делается понятным, если вспомнить, что объем графита приблизительно в три раза больше объема карбида железа. При этом некоторую роль играет еще целый ряд других факторов — явления окисления железа и побочных элементов, форма графита и др., влияние которых, однако, еще не вполне выяснено.



Пикриновая кислота $\times 500$
 Фиг. 477. Литейный чугун (2,32% С, 1,93% Mn, 0,80% P), с фосфидной эвтектикой, неотожженный.



Пикриловая кислота $\times 500$
 Фиг. 478. Тот же чугун, что на фиг. 477, но отожженный при 900° в течение 2 часов. Коагуляция фосфида.

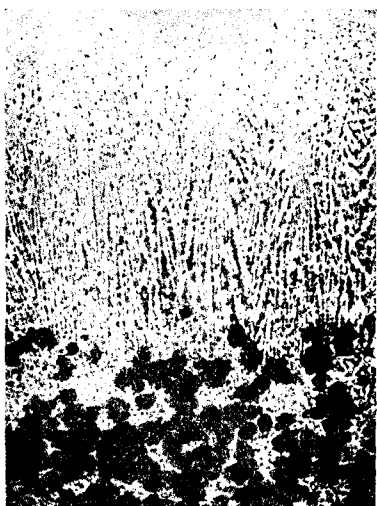
Действие нагрева на фосфидную эвтектику по Юнгблуту и Гуммерту выражается при температурах нагрева выше 700° в сфероидизации (фиг. 477 и 478); фосфор диффундирует при этом в феррит, так что количество фосфидной эвтектики уменьшается.

2. Закаленное (отбеленное) литье

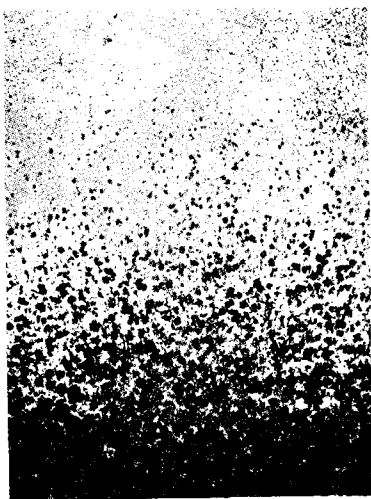
Закаленным литьем называют литейный чугун с ледебуритной структурой и белым изломом. В технике большое значение имеет чугун с отбеленным поверхностным слоем и серым ядром, который получил в германской практике специальное название (Schalenhartguss). В особенности он применяется для прокатных валков и других деталей с высоким сопротивлением износу поверхности. Химический состав отбеленного литья должен быть таким, чтобы при нормальном охлаждении в песчаных формах получился серый чугун. Белый же слой получается отливкой в кокили или при пользовании охлаждающими плитами. Очень важно, чтобы переход от твердого белого слоя к серому ядру был бы постепенным и равномерным. Груболоучистый переход делает отливку хрупкой. Две различных формы образования переходного слоя даны на фиг. 479 и 480.

Шихтовка чугуна зависит от желаемой твердости и глубины отбеливания. Твердость закаленного литья увеличивается с увеличением

содержания углерода. Глубина закалки при одинаковом содержании углерода уменьшается с увеличением содержания кремния, а при одинаковом содержании кремния уменьшается с увеличением содержания углерода. Это становится понятным на основании диаграммы Маурера, так как в обоих случаях мы больше всего имеем дело с участками



Пикриновая кислота $\times 2$
Фиг. 479. Груболоучистое закаленное литье, хрупкое.



Пикриновая кислота $\times 2$
Фиг. 480. Тонколоучистое закаленное литье, вязкое.

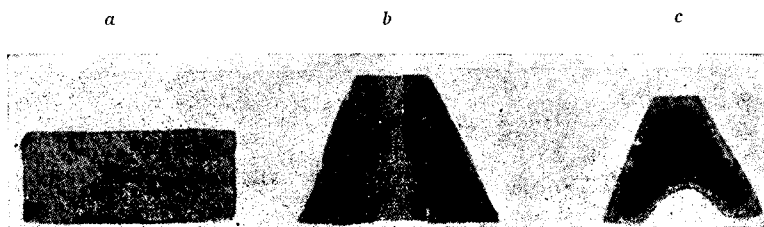
с растущей тенденцией к созданию устойчивого равновесия. Одновременно, смешанный переходный слой становится при низком содержании углерода шире, чем при высоком.

3. Ковкий (томленый) чугун

Ковким чугуном называется материал, отлитый в виде белого чугуна и затем подвергнутый специальной термообработке, в результате которой он либо теряет углерод, либо настолько изменяет его форму, что делается вязким, легкообрабатываемым и в ограниченной степени ковким. Цель этого процесса состоит в том, чтобы из хорошо разливающегося, но твердого и хрупкого белого чугуна получить легко обрабатываемый материал, который в известной степени мог бы заменить стальные поковки и стальное литье. Применявшееся до сих пор обозначение «ковкое литье» является неподходящим, так как в данном случае основной задачей является сообщение чугуну не ковкости, а вязкости и обрабатываемости, и кроме того, не всякий томленый (ковкий) чугун является действительно ковким¹.

¹ В Германии действительно, оставлен термин «ковкий чугун — Schmiedbarerguss». Он заменен термином «Temperguss», т. е. «томленый чугун». У нас же чаще говорят именно «ковкий чугун», — поэтому в наших условиях это замечание автора звучит иначе. — *Ред.*

Различают два основных вида ковкого чугуна в зависимости от способа производства, т. е. в зависимости от того, производится ли отжиг в среде, близкой к нейтральной, например, в песке, или в сильно окисляющей среде, например, в железной руде. По первому способу, называемому «американским», получают литье с черным изломом—черное литье и его разновидность — литье с черным сердечником, который имеет белый, резко очерченный поверхностный слой и черное ядро (фиг. 481, *b* и *c*). Отжиг в окисляющей среде дает продукцию с белым изломом «европейский», или белый ковкий чугун (фиг. 481, *a*).



Пикриновая кислота

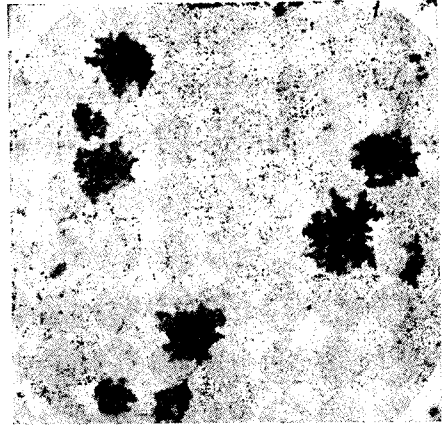
Фиг. 481. Изломы: *a* — белого томленного чугуна, *b* — чугуна с черным изломом, *c* — чугуна с черным сердечником.

Исходный материал — сырой ковкий чугун — в обоих случаях представляет собою доэвтектический чугун, углерод которого (примерно от 2,4 до 3,5%) находится исключительно в форме карбида железа и в ледебурите и первичных кристаллов твердого раствора (ср. фиг. 452). Графитообразование нежелательно, так как пластинки графита, в противоположность выделяющемуся позже точечному углероду отжига, образуют прослойки с незначительной сопротивляемостью и поэтому ухудшают механические свойства конечного продукта. С другой стороны, распадение карбида в чистых железо-углеродистых сплавах при практически применяемых температурах от 850 до 950° происходит чрезвычайно медленно. Поэтому ковкий чугун должен содержать столько кремния, сколько нужно для того, чтобы при затвердевании он получался белым, но при этом обеспечивалось бы успешное разложение карбида. Учитывая влияние скорости охлаждения на графитообразование, изменяют содержание кремния в зависимости от толщины стенок от 0,45 до 1,20%. Содержание марганца колеблется в пределах 0,1—0,3%.

Структура томленного литья, в соответствии со способом изготовления, различна. В черном литье (американском) имеется исключительно феррит и отложения частиц углерода отжига. Структура, независимо от толщины стенок, однородна, так как термообработка производится в почти нейтральной атмосфере; поэтому имеет место почти исключительно разложение карбида. На фигурах 482 и 483 представлены структуры подобного литья. Чугуны с черным сердечником имеют обезуглерожженный наружный слой, образование которого может быть отнесено за счет не всегда устранимого окисляющего действия отжига-



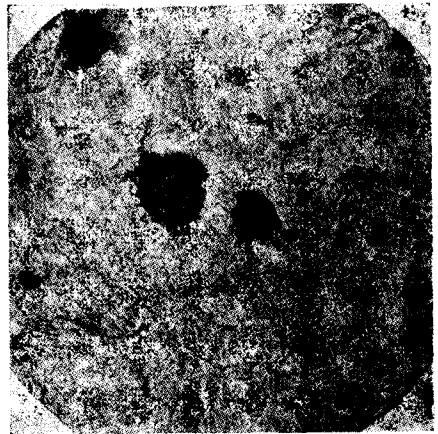
Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 482. Томленный чугун с черным изломом. Краевая зона. Феррит и углерод отжига.



Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 483. Томленный чугун с черным изломом. Ядро. Феррит и углерод отжига.



Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 484. Белый томленный чугун, краевая зона. Обезуглероженный наружный слой (феррит), феррито-перлитовая переходная зона.



Пикриновая кислота $\times 200$
 Фиг. 485. Белый томленный чугун. Ядро. Перлит и углерод отжига.

тельной среды или наружного воздуха, и перлитную зону. Черный сердечник состоит также из феррита и углерода отжига. При европейском способе к разлагающему карбид действию термообработки присоединяется еще и обезуглероживающее влияние кислорода. Вследствие этого белый ковкий чугун всегда имеет сильно обезуглероженную чисто ферритовую поверхность. По мере приближения к центру количество углерода постепенно увеличивается, причем увеличение относится, главным образом, за счет перлита и углерода отжига; при значительной толщине стенок в ядре часто обнаруживается и свободный цементит, особенно в литье, богатом серою. В высококачественном ковком литье наличие цементита совершенно нежелательно, так как он понижает вязкость особенно тогда, когда располагается в форме сетки. Примеры структуры белого (европейского) чугуна даны на фиг. 484 и 485.

Именной указатель

СОКРАЩЕНИЯ

Цифры, стоящие в квадратных скобках [. . .] указывают на стр. текста.

Ann. Phys.	= Annalen der Physik.
Arch. Eisenhüttenwes.	= Archiv für das Eisenhüttenwesen.
Bull. Bur. Stand.	= Bulletin of the Bureau of standards (Washington).
Bull. Soc. d'Enc.	= Bulletin de la Société d'Encouragement pour l'industrie nationale, Paris.
Contr.	= Contribution à l'étude des alliages, Paris 1901.
C. R.	= Comptes rendus à l'académie des sciences (Paris).
Eng.	= Engineering.
Giess. Ztg.	= Giesserei-Zeitung.
J. Am. Chem. Soc.	= Journal of the American chemical Society.
J. chem. Soc.	= Journal of the Chemical Society (London).
Ir. a. St.I.	= Journal of the Iron and Steel Institute.
J. Phys. Ch.	= Journal of Physical Chemistry.
J. Inst. Met.	= Journal of the Institute of Metals (London).
J. Met.	= Journal of the Metal Institute.
Krupp	= Kruppsche Monatshefte.
Met.	= Metallurgie.
Mitt. K.W. I. Eisenforschg.	= Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut [für Eisenforschung (Düsseldorf)].
Mitt. Materialpr.	= Mitteilungen des Materialprüfungsamtes in Gross-Lichterfelde.
Phil. Trans.	= Philosophical Transactions of the Royal Society of London.
Phys. Z.	= Physikalische Zeitschrift.
Proc. chem. Soc.	= Proceedings of the Chemical Society (London).
Proc. Inst. Mech. Eng.	= Proceedings of the Institution of mechanical Engineers.
Proc. R. Soc.	= Proceedings of the Royal Society of London.
Rev. Mét.	= Revue de Métallurgie.
Sci. Rep. Tohoku Univ.	= Science Reports of the Tohoku Imperial University.
St. u. E.	= Stahl und Eisen.
Trans. Am. Inst. Min. Met. Engrs.	= Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers.
Trans. Am. Soc. Steel Treat.	= Transactions of the American Society for Steel Treating.
V. d. Eis. Werkst.	= Berichte des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.
Z. angew. Ch.	= Zeitschrift für angewandte Chemie.
Z. anorg. Chem.	= Zeitschrift für anorganische Chemie.
Z. anorg. allg. Chem.	= Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie.
Z. f. Elektroch.	= Zeitschrift für Elektrochemie.
Z. phys. Chem.	= Zeitschrift für physikalische Chemie.
Z. V. d. I.	= Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure.

Abel, F., (1) Carbon in steel. Eng. 39 (1885), стр. 150 [109].

— (2) Final report on experiments bearing upon the question of the condition in which carbon exists in steel. Proc. Inst. Mech. Eng. 30 (1885) [109].

Abel u. Deering см. Abel (1, 2) [109].
Apel см. Wever.

Arnold. J. O. u. Read. A. A., The chemical relations of carbon and iron. J. chem. Soc. 65 (1894),

стр. 788; Proc. chem. Soc. 3. Mai 1894 [109].

Arsen, W. C., Vacuum furnace. J. Amer. Chem. Soc. 28 (1906), стр. 921 [177].

Байков. А. А., Sur la structure des aciers aux températures élevées. Rev. Mét. 6 (1909), стр. 829 [245].
Bailey см. Genders.

Bain, E. C., Die Natur der Eisen-Chromlegierungen. Trans. Am. Soc. Steel Treat. 9 (1926), стр. 9 [140].

- Bain, E. C. u. Criffiths, E., Eigenschaften der Eisen-Chrom-Nickellegierungen. Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 75 (1927), crp. 166 [380].
- Bardenheuer, P. u. Zeyen, K. L., (1) Der Einfluss der Graphitabildung auf die Säurelöslichkeit verschiedener Gusseisensorten. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 11 (1929), crp. 247 [392].
- Bardenheuer, P. u. Zeyen, K. L., (2) Beiträge zur Kenntnis des Graphits in grauem Gusseisen und seines Einflusses auf die Festigkeit. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 10 (1928), crp. 23 [394].
- (3) Die Überhitzung des Gusseisens. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 11 (1929), crp. 225 [394].
- Bauer, O. u. Hansen, M., Der Aufbau der Kupfer-Zinnlegierungen. Springer, Berlin (1927).
- Также отдельный отгиск [4].
- «Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt und dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Berlin-Dahlem» [81].
- Bauer O. u. Vollenbruck, O., Das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild der Kupfer-Zinnlegierungen. Mitt. Materialpr. 40 (1922), crp. 181 [76].
- Baumann, R., Schwefel im Eisen. Met. 3 (1906), crp. 416 [246].
- Becker, E. см. Loebe.
- Becker, K., Die Röntgenstrahlen als Hilfsmittel der chemischen Forschung. Vieweg, Braunschweig (1924) [220].
- Behrens, Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legierungen. Hamburg u. Leipzig (1894) [230].
- Bénazet см. Michel.
- Benedicks, C., (1) Experimental researches on the cooling power of liquids, on quenching velocities, and on the constituents troostite and austenite. Ir. a. St. I. 77 (1908, II), crp. 153 [117, 184, 186, 192].
- (2) Eine bisher übersehene Grundbedingung für die Erhaltung scharfer metallographischer Mikrographien bei starken Vergrößerungen. Met. 6 (1909), crp. 320 [257].
- (3) Recherches physiques et physico-chimiques sur l'acier au carbone. Diss. Upsala (1904). Kommissionsverlag von Arthur Felix, Leipzig [109].
- Benedicks C. u. Löfquist, H. Über das System Eisen-Sauerstoff. Z. V. d. I. 71 (1927), crp. 1576 [133].
- Benek, H. u. Schafmeister, P., Untersuchungen über das Gebiet der δ/γ -Umwandlung im System Eisen-Nickel. Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32), S. 123 [122].
- Biren см. Ruer.
- Boeke см. Rinne.
- Borchers, W., Die elektrischen Öfen. 2. Auflage (1907). Verlag von Wilhelm Knapp, Halle (Saale) [173].
- Bornemann, K., Die binären Metalllegierungen (1909). Verlag von Wilhelm Knapp, Halle (Saale) [137].
- Bornemann, K. u. Müller, P., Die elektrische Leitfähigkeit der Metalllegierungen im flüssigen Zustande. Met. 7 (1910), crp. 396 [67].
- Bornemann, K. u. v. Rauchenplat, G., Die elektrische Leitfähigkeit der Metalllegierungen im flüssigen Zustande. Met. 9 (1912), crp. 473 [67].
- Bornemann, K. u. Wagenmann, K., Die elektrische Leitfähigkeit der Metalllegierungen im flüssigen Zustande. Ferrum 11 (1914), crp. 276 [67].
- Бочар, А., Über die Beziehung der Temperatur des Beginns des Kornwachstums zu der Schmelztemperatur der Metalle. Z. anorg. Ch. 157 (1926), crp. 319 [21].
- Boudouard, O., (1) On the Determination of the points of allotropic changes of iron and its alloys by the measurement of the variations in the electric resistance. Ir. a. St. I. 63 (1903, I), crp. 299 [166, 215].
- (2) Transformations allotropiques des aciers au nickel. Res. Mét. 1 (1904), crp. 80 [215].
- Brearley, A. W. und H., Ingots and Ingot moulds. Longmans. Green & Co. (1918) [13].
- Bronn см. Stähler 1 (1913), crp. 414 [173].
- Buchholtz, H. u. Köster, W., Über die Anlasshärtung kupferlegierten Stahles. St. u. E. 50 (1930), crp. 687 [126].
- Burgess, G. K., (1) On methods of obtaining cooling curves. Bull. Bur. Stand. 5 (1908), crp. 199 [204].
- (2) A Micropyrometer. Bull. Bur. Stand. 3 (1907), crp. 345.
- Burgess, G. K. u. Le Chatelier, H., Die Messung hoher Temperaturen. Deutsch von G. Leithäuser (1913).

- Verlag von Julius Springer, Berlin [188, 189, 204].
- Bürklin cm. Houdremont.
- Campbell, W., Über das Gefüge der Metalle, deren Veränderungen durch Bearbeitung und Wärmebehandlung Met. 4 (1907), стр. 801 [15].
- Campbell u. Comstock cm. Werkstoffhandbuch Stahl und Eisen V. 11—7 [315].
- Carpenter, H. C. H., The Structural resolution of the pure copperzinc β constituent into $\alpha + \gamma$. J. Met. 8 (1912), стр. 51 [81].
- Carpenter u. Keeling, The range of solidification and the critical ranges of iron-carbon-alloys. Ir. a. St. 1,65 (1904, I) стр. 224 [93].
- Chappel, The recrystallisation of deformed iron. Ir. a. St. I. 89 (1914, I) стр. 460, также в Ferrum 12 (1915) [234].
- Charpy, G., Etude sur les alliages blancs dits antifricition. Contr. стр. 241 [70].
- Chevenard, P., (1) Mécanisme de la trempe des aciers au carbone. Rev. Mét. 16 (1919), стр. 17 [115, 216, 339].
- (2) zit. nach Guillet, Trempe et Revenu (Paris 1921), стр. 83 [121].
- Czocharlski, J., (1) Veränderung der Korngrösse und der Korngliederung in Metallen. Z. V. d. I. 61 (1917), стр. 345 [237].
- (2) zit. nach Oberhoffer, Das technische Eisen. (Springer, Berlin 1925) стр. 498 [361].
- Dejean, P., (1) Galvanomètre d'induction pour l'étude des points de solidification et points critiques. Rev. Mét. 2 (1905), S. 70 [202, 209].
- (2) Le point A_{r_3} des aciers et la martensite. C. R. 171 (1920), стр. 791 [120].
- Deering cm. Abel.
- Diergarten, H., Zur Bestimmung der Gase in Metallen, besonders des Sauerstoffs in Eisen und Stahl, nach dem Heissextraktionsverfahren. Dr.-Ing.-Dissertation T. H. Aachen (1929) [177].
- Dingmann cm. Schenck. R.
- Dobbelstein cm. Goerens P.
- Driesen, J., Untersuchungen über die thermische Ausdehnung und die Lösungsgeschwindigkeit von Kohlenstoffstählen. Ferrum 11 (1914), стр. 129 [100, 182, 218].
- Dumas, M. L., zit. nach Guillet. Rev. Mét. 2 (1905), стр. 348 [125].
- Dupuy стр. Le Chatelier.
- Epstein, S., Beobachtungen über das System Eisen-Stickstoff. Sonderheft «Nitriding Symposium» (Oktober 1929). Trans. Am. Soc. Steel Treat. 16 (1929), стр. 19 [129].
- Esser, H. u. Oberhoffer, P., (1) Zur Kenntnis der binären Systeme Eisen-Silizium, Eisen-Phosphor und Eisen-Mangan. V. d. Eis. Werkst. Nr. 69 [120, 133, 144].
- (2) Zur Kenntnis des Zustandsdiagramms Eisen-Chrom. St. u. E. 47 (1927 II), стр. 2021 [140].
- Ewald, P. P., Kristalle und Röntgenstrahlen, Springer Berlin (1923) [220].
- Ewing, J. A. u. Rosenhain, W., The crystalline structure of metals. Phil. Trans. 193 (1899), стр. 353, sowie in Metallographist 3 (1900), стр. 94 [230].
- Fehse, W., Elektrische Öfen mit Heizkörpern aus Wolfram. Braunschweig 1928, Vieweg & Sohn [169].
- Fell, E. W., Ein einfacher Hochfrequenz-Vakuumofen für Laboratoriumszwecke. St. u. E. 48 (1928), стр. 661 [180].
- Fettweis, F., (1) Mikroskopische Untersuchung einiger hochlegierter Sonderstahle. St. u. E. 23 (1912, II) стр. 1866; см. hierzu die Arbeit: Hilpert. S. u. Colver-Glauert, Sulphurous acid as a metallographic etching medium. Ir. a. St. I. 82 (1910 II), стр. 54.
- (2) Versuche über den Einfluss des Phosphors auf das Sättigungsvermögen des Eisens für Kohlenstoff. Met. 3 (1906), стр. 60 [147].
- Fick cm. Ruer.
- cm. Rümelin.
- Förster cm. Mylius.
- Freemann cm. Hanson.
- Frémont, Ch., Essais des fers et aciers par corrosion. Rev. Mét. 5 (1908), стр. 649 [246].
- Friedrich, K., (1) Über einen Gastiegelofen für metallographische Untersuchungen. Met. 3 (1906), стр. 206 [162].
- (2) Über einige neuere Formen elektrische geheizter Laboratoriumsofen. Met. 4 (1907), стр. 778 [173].
- (3) Eisen und Arsen. Met. 4 (1907), стр. 129 [130].

- Friedrich, K. u. Leroux, A., Silber und Schwefelsilber. *Met.* 3 (1906) стр. 361 [210].
- Fry, Ad., (1) Kraftwirkungsfiguren in Flusseisen, dargestellt durch ein neues Ätzverfahren. *Krupp* 2 (1921), стр. 117 [367].
- Fry, Ad., (2) Stickstoff in Eisen, Stahl und Sonderstahl. *Krupp* 4 (1923), стр. 137 [129].
- (3) Die Diffusion der Beglietelemente des technischen Eisens in festes Eisen. *St. u. E.* 43 (1923), стр. 1039 [151].
- (4) Über die Wirkung des Oberhoffer'schen Ätzmittels. *V. d. Eis. Werkst. Nr. 6* [240].
- Gallaschik см. Oberhoffer.
- Gartner см. Portevin.
- Gayler, M. L. V., On the Constitution of Zinc-Copper Alloys containing 45 to 65 Percent of Copper. *J. Inst. Met.* 34 (1925), стр. 235 [86].
- Genders, R. u. Bailey, G. L., The Alpha Phase Boundary in the Copper-Zinc System. *J. Inst. Met.* 35 (1925), стр. 213 [86].
- Gercke, E., Experimentelle und metallographische Untersuchung über das System Eisen-Phosphor. *Met.* 5 (1908), стр. 604 [144].
- Giraud, Constitution du cuivre oxydé. *Rev. Mét.* 2 (1905), стр. 297 [49].
- Glocker, R., Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Springer, Berlin 1927 [220].
- Glocker, R. u. Schreiber, H., Quantitative Röntgenspektalanalyse mit Kalterregung des Spektrums. *Ann. Phys.* 85 (1928), стр. 1089 [220].
- Goerens, F. см. Ruer.
- Goerens, P., (1) Über den Einfluss von Fremdkörpern auf das Zustandsdiagramm der Eisen-Kohlenstofflegierungen. *Met.* 6 (1909), стр. 537 [121].
- (2) Über die Anwendung der Lumiereschen Farbenphotographie in der Metallographie. *Met.* 5 (1908), стр. 137 [293].
- Goerens, P. u. Döbelstein, W., Weitere Untersuchungen über das ternäre System Eisen-Phosphor-Kohlenstoff. *Met.* 5 (1908), стр. 561 [146].
- Goerens, P. u. Paquet, J., Über eine neue Methode zur Bestimmung der Gase im Eisen. *Ferrum* 12 (1915), стр. 57 [316].
- Gontermann, W., (1) Über Antimon-Bleilegierungen. *Z. anorg. Ch.* 55 (1907), стр. 419.
- (2) Über einige Eisen-Silizium-Kohlenstofflegierungen. *Z. anorg. Ch.* 59 (1908), стр. 373 [133, 135].
- Greiner, F. u. Klingenstein, Th., Hochwertiger Grauguss und seine Herstellung. *Giess. Ztg.* 23 (1926), стр. 680/86 [391].
- Griffiths см. Bain.
- Groebler, H. u. Oberhoffer, P., Beiträge zur Untersuchung der Oxyde des Eisens, besonders des Eisenoxyduls. *St. u. E.* 47 (1927), стр. 1984 [131].
- Grube, G., Über Magnesium-Bleilegierungen. *Z. anorg. Ch.* 44 (1905), стр. 124 [38].
- Guertler, W., (1) Ein neues Metallmikroskop. *Mét.* 6 (1909), стр. 651 [279].
- (2) Metallographie 1912. Verlag von Gebr. Borntraeger, Berlin W 35, Schöneberger Ufer 12 a [41].
- Guertler, W. u. Tammann, G., (1) Über Kupfer-Nickellegierungen. *Z. anorg. Ch.* 52 (1907) стр. 25.
- (2) Über die Verbindungen des Siliziums mit dem Eisen. *Z. anorg. Ch.* 47 (1905), стр. 163 [133].
- Guillet, L., (1) Etude industrielle des alliages métalliques 1906. Verlag von H. Dunod et E. Pinat, 49 Quai des Grands-Augustins, Paris [87, 89, 90].
- (2) Etude théorique et industrielle des alliages de cuivre et d'aluminium. *C. R.* 141 (1905), стр. 464, sowie *Rev. Mét.* 2 (1905), стр. 567.
- (3) Les laitons au nickel. *Rev. Mét.* 10 (1913), стр. 1130 [92].
- (4) De l'importance du repérage en métallographie microscopique. *Rev. Mét.* 4 (1907), стр. 1027.
- (5) Les aciers spéciaux 1904. Verlag von Dunod, Paris [373, 375].
- Гуревский см. Jungbluth.
- Гуревский H., Zur Theorie des Schmelz- und Erstarrungsprozesses der Eisen-Kohlenstofflegierungen. *Met.* 6 (1909), стр. 731 [47, 93, 199, 218].
- Gwyer, A. G. C. u. Philipps, H. W. L., The Constitution of Alloys of Aluminium with Silicon and Iron. *J. Met.* 38 (1927), стр. 29 [143].
- Hadfield, Alloys of iron and manganese. *Ir. a. St. I.* 34 (1888 II), стр. 41 [375].
- Hanemann, H., (1) Kohlenstoffgehalte und Gefügeerscheinungen hoch-

- gekohlter Eisen-Kohlenstofflegierungen. St. u. E. 31 (1911), стр. 333 [93].
- (2) Gefügeerscheinungen im angelassenen Stahl, St. u. E. 43 (1923), стр. 880 [115].
 - (3) Über das Atzen bei hoher Temperatur. Internationale Zeitschrift für Metallographie 3 (1912), H. 1, стр. 176 [245].
 - (4) Die Theorie des Graugusses. Monatsbl. des Berliner Bezirksvereins deutscher Ingenieure 1926, стр. 31 [394].
 - (5) стр. Hanemann u. Schrader.
- Hanemann, H. u. Schildkötter, A., Beitrag zur Kenntnis des Systems Schwefel-Eisen-Kohlenstoff. Arch. Eisenhüttenwes., 3 (1929/30), стр. 427 [154].
- Hanemann, H. u. Schrader, A., Über den Martensit. V. d. Eis. Werkst. Nr. 61 (1929) [348].
- Hanemann, H. u. Träger, L., Die Umwandlungen des gehärteten Stahles beim Anlassen. St. u. E. 46 (1926), стр. 1508 [349].
- Hannover, H. J., Du montage sur mica des préparations pour métallographie. Bull. Soc. d'Enc. (5) 6 (1900), стр. 210 [230].
- Hansen см. Bauer.
- Hanson, D. u. Freeman, J. R., The Constitution of the Alloys of Iron and Nickel. Ir. a. St. I. 107 (1923, I) стр. 301 [121].
- Hanson, D. u. Hanson, H., The constitution of the Nickel-Iron Alloys. Ir. a. St. I. 102 (1920, II), стр. 39 [121].
- Hanson, D. см. также Haughton.
- Harkort, H., Beitrag zum Studium des Systems Eisen-Wolfram. Met. 4 (1907), стр. 617 [137, 173].
- Haughton, J. L., (1) Die Konstitution von Eisen-Phosphorlegierungen. Ir. a. St. I. 115 (1927, 1), стр. 417 [145, 146].
- (2) The Constitution of the alloys of copper with tin. J. Inst. Met. 13 (1915), стр. 222, ferner 25 (1921), стр. 309 [80].
- Haughton, J. L. u. Hanson, D., Diskussion zum Vortrag Stead. Ir. a. St. I 97 (1918, I), стр. 413 [145].
- Hengler см. Schenck, H.
- Herty, jr., C. H. u. Mitarbeiter, The Physical Chemistry of Steel-Making: The Solubility of Iron Oxide in Iron. Mining and Metallurgical Investigations, Bulletin Nr. 34 (1927). [131].
- Heycock u. Neville. On the constitution of the copper-tin series of alloys. Phil. Trans [A] 202 (1904), стр. 1 [47].
- Heyn, E., (1) Kupfer und Sauerstoff. Mitt. Materialpr. 18 (1900), стр. 315.
- Heyn, E., (2) Bericht über Ätzverfahren zur makroskopischen Gefügeuntersuchung des schmiedbaren Eisens und über die damit zu erzielenden Ergebnisse. Mitt. Materialpr. 24 (1906), стр. 253 [241].
- (3) Über den inneren Aufbau gehärteten und angelassenen Werkzeugstahls. Mitt. Materialpr. 24 (1906), стр. 29 [118].
- См. также Martens
- Honda, K. Über die Wärmeerscheinungen und Magnetisierungsänderungen ferromagnetischer Körper bei hohen Temperaturen. Sei. Rep. Tohoku Univ. 2 (1913), стр. 69 [125].
- Honda, K. u. Murakami, I., (1) On the Structural Constitution of Carbon-Silicon Alloys. Sei. Rep. Tohoku Univ. 12, Nr. 3 (1924) [135].
- (2) On the Structure of the Tungsten Steel and its Change under Heat Treatment. Sei. Rep. Tohoku Univ. 6 (1917), стр. 235 [137].
- Honda, K. u. Takagi, Sei. Rep. Tohoku Univ. 4 (1915), стр. 161.
- Hostetter см. Sosmann.
- Houdremont, E. u. Bürklin, E., Volumenänderungen von Stahl beim Kaltrecken, St. u. E. 47 (1927) стр. 90 [349].
- Houdremont, E. u. Müller, H., Normaler und anormaler Stahl. V. d. Eis. Werkst. Nr. 166; St. u. E. 50 (1930), стр. 1321 [357].
- Howe, H. M., (1) Iron, steel and other alloys, стр. 440. Verlag von Sauveur and Whiting, Boston (Mass., U. S. A.) [64, 104].
- (2) On piping and segregation of steel ingots. Bi-monthly Bull. Am. Inst. Min. Eng. 1907, стр. 169, sowie deutsch in Met. 4 (1907), стр. 554 [13].
 - (u. Sauveur, A.), Nomenklatur der mikroskopischen Bestandteile und der Strukturelemente von Eisen und Stahl, Mitt. d. Int. Verb. für die Mat.-Pr. der Technik. Bericht über den 6. Kongress New York. I. Abschnitt, Nr. II, стр. 7. Verlag Springer, Berlin [104].
- Ijijn (Ильин) см. Ruer.

- Ижевский, Neue mikroskopische Gefügebestandteile auf der Oberfläche des gehärteten Stahles. St. u. E. 23 (1903), стр. 120 [236].
- Iwazé, K. u. Marakami, T., Kinsoku no Keinkiu 4 (1927), стр. 465 [143, 144].
- Jellinghaus см. Wever.
- Jungbluth, H. u. Gummert, H. Über den Einfluss der Giestemperatur und des Glühens auf Grösse und Ausbildungsform des Phosphideutektikums. Krupp 7 (1926), стр. 41 [396].
- Kaneko см. Ruer.
- Kasé, T., On the Equilibrium Diagramm of the Iron-Cobalt-Nickel system. Sci. Rep. Tohoko Univ. 16 (1927), стр. 491 [122].
- Keeling см. Carpenter.
- Kempkens см. Krings.
- v. Kerpely, K., (1) Über den heutigen Stand der Graphitausbildungsform im Gusseisen. Giess. Ztg. 23 (1926), стр. 435 [394].
- (2) Hochwertiges Gusseisen mit erhöhtem Kohlenstoff- und Phosphorgehalt als Elektroofen-Erzeugnis St. u. E. 45 (1925), стр. 2004. Betriebsverfahren über Herstellung von hochwertigem Gusseisen im Elektroofen nach dem Duplexverfahren. Giess. Ztg. 23 (1926), стр. 33 [394].
- Kettenbach см. Wüst.
- Klingenstein см. Greiner.
- Kohlmeyer, E. G., Über Bleioxyd- und Eisenoxydulferriete. Metall und Erz 10 (N. P. 1) (1913), стр. 447 u. 483 [131, 132].
- см. также Hilpert.
- Köster, W., (1) Der Einfluss einer Wärmebehandlung unterhalb A_1 auf die Eigenschaften des technischen Eisens. Arch. Eisenhüttenw. 2 (1929) стр. 503 [99].
- См. также Buchholtz.
- Kremers см. Ruer.
- Krings, W. u. Kempkens, J., Über die Löslichkeit des Sauerstoffs im festen Eisen. Z. anorg. Ch. 183 (1929), стр. 225 [131].
- Kroll, W., Die Legierungen des Berylliums mit Eisen. Wissenschaftl. Veröffentl. aus dem Siemens-Konzern VIII (1929), стр. 220 [151].
- Krupp, A., Die Legierungen, 3. Aufl. (1909). A. Hartlebens Verlag, Wien und Leipzig [92].
- Курбаров, Contribution à l'étude métallographique des aciers trempés. Rev. Mét. 2 (1905), стр. 169 [235].
- Курлбаум см. Burgess u. Le Chatelier.
- Курнаков, Н. С., Eine neue Form des Registrierpyrometers. Z. anorg. Ch. 42 (1904), стр. 184 [205].
- Курнаков Н. С. и Жемчужный С. Ф., Über die Legierungen des Kupfers mit Nickel und Gold. Die elektrische Leitfähigkeit der festen Metallösungen Z. anorg. Ch. 54 (1907) стр. 153 [36].
- Lamort, J., Über Titan-Eisenlegierungen. Ferrum 11 (1914), стр. 225 [142].
- Landolt-Börnstein, Physikalisch-chemische Tabellen, Springer, Berlin, 5. Aufl. [10].
- Lautsch u. Tammann, G., Über die Legierungen des Eisens mit Molybdän. Z. anorg. Ch. 55 (1907), стр. 386 [136].
- Le Chatelier, H., (1) Les alliages métalliques. Contr. стр. 441.
- (2) Sur la composition de quelques bains de trempe et de revenu. Rev. Mét. 1 (1904), стр. 303 [182].
- (3) Etudes sur la trempe de l'acier. Rev. Mét. 1 (1904), стр. 473 [184].
- (4) см. Burgess u. Le Chatelier.
- (5) Nouveau dispositif expérimental de la méthode de M. Saladin pour l'enregistrement des points critiques. Rev. Mét. 1 (1904), стр. 134 [193].
- (6) Sur les propriétés des alliages. Contr. см. 387, см. также (11) [115, 117, 218].
- (7) Sur la technique de la métallographie microscopique. Rev. Mét. 2 (1905), стр. 528 [226, 227].
- (8) La technique de la métallographie microscopique. Contr. стр. 421 [227, 244].
- (9) Application de la loi des phases aux alliages et aux roches. C. R. 130 (1900), стр. 85 [97].
- (10) L'austénite. Rev. Mét. 1 (1904), стр. 301 [115].
- (11) La troostite. Rev. Mét. 5 (1908), стр. 640, см. также (6).
- (12) Notes de métallographie. Rev. Mét. 8 (1911), стр. 367 [187].
- см. также Burgess.
- см. также Dupuy.
- Le Chatelier, H., u. Broniewski, W., Sur un enregistreur photographique. Rev. Mét. 9 (1912), стр. 133 [207].
- Le Chatelier, H. u. Dupuy, E. L., Sur l'hétérogénéité des Aciers. Rev. Mét. 15 (1918), стр. 127.

- Le Chatelier, H. u. Ziegler, M., Sulfure de fer. Ses propriétés et sons état dans le fer fondu. Bull. Soc. d'Enc. **103** (1902), стр. 368, также в Metallographist **6** (1903), стр. 19 [154].
- Le Gris, (1) Simplification dans la technique de la métallographie. Rev. Mét. **7** (1910), стр. 335 [225].
 — (2) Sur les filiations d'alliages métalliques. Rev. Mét. **8** (1911), стр. 613 [187].
- Leihener см. Wüst.
- Lejeune, P., Etude du refroidissement pendant la trempe. Rev. Mét. **2** (1905), стр. 299 [184].
- Levy, D. M., Iron, carbon and sulphur. Fr. a. St., **77** (1908, II), стр. 33 [154].
- Lewkonja, K., Über die Legierungen des Kobalts mit Zinn, Antimon, Blei, Wismut, Thallium, Zink, Kadmium, Chrom und Silizium. Z. anorg. Ch. **59** (1908), стр. 293 [215].
- Liesching, Th., Über den Einfluss des Schwefels auf das System Eisen-Kohlenstoff. Met. **7** (1910), стр. 565 [153].
- Linke см. Piwowarsky.
- Loebe, R. Über einige neue Hilfsmittel für die metallographische Praxis. Met. **7** (1910), стр. 5 [181].
- Loebe, R. u. Becker, E., Das System Eisen-Schwefeleisen. Z. anorg. Ch. **77** (1912), стр. 301 [151].
- Löfquist см. Benedicks.
- Lütke, H., Über die Lösungsfähigkeit des γ -Eisen für Eisenkarbid in manganhaltigen Eisen-Kohlenstofflegierungen. Met. **7** (1910), стр. 268 [93].
- Martens, A., Die mikrographische Ausrüstung der Kgl. mech.-techn. Versuchsanstalt. Mitt. Materialpr. **9** (1891) стр. 278 [268].
- Martens, A. u. Heyn, E., (1) Über die Mikrophotographie im auffallenden Lichte und über die mikrographischen Einrichtungen der Kgl. mech.-techn. Versuchsanstalt. Mitt. Materialpr. **17** (1899), стр. 73 [272].
 — (2) Materialienkunde für den Maschinenbau Bd. II, A. 1912, Springer, Berlin [73, 75].
- Masumoto, H., Eine neue Umwandlung des Kobalts und die Gleichgewichtsdigramme Nickel-Kobalt und Eisen-Kobalt. Sei. Rep. Tohoku Univ. Bd. **15** (1926), стр. 449 [125].
- Matveev, (1) Sur la nature des scories interposées dans l'acier Thomas. Rev. Mét. **7** (1910), стр. 447 [234, 237].
 — (2) Tôle de faitage, Nature de la couche protectrice oxydée de la tôle de toiture. Rev. Mét. **11** (1914), стр. 480 [316].
- Maurer, E., (1) Untersuchungen über das Härten und Anlassen von Eisen und Stahl. Met. **6** (1909), стр. 33 [108, 345], см. также (3).
 — (2) Über das β -Eisen und über Härtungstheorien. Mitt. a. d. K. W. I. Eisenforsch. Herausgegeben von F. Wüst, Verlag Stahleisen m. b. H. **1** (1920), стр. 39 [348].
 — (3) Über Schwarzbruch im Stahl. Krupp **4** (1923), стр. 119 [345].
 — (4) Zur Kenntnis der Vanadinstähle. St. u. E. **45** (1925), стр. 1629 [139].
 — (5) Über ein Gusseisendiagramm. Krupp **5** (1924), стр. 115 [398].
 — см. также Strauss.
- Meissner см. Wüst.
- Michel, A. u. Bénazet, P., Influence du titane sur les points de transformations de l'acier. Rev. Mét. **27** (1930), стр. 326 [143].
- Müller, A., Über die Darstellung des Elektrolyteisens, dessen Zusammensetzung und thermische Eigenschaften. Met. **6** (1909), стр. 145 [210].
 — см. также Wever.
- Müller, F. C. G., Grundzüge einer Theorie des Stahls. St. u. E. **8** (1888), стр. 291 [110].
- Müller, H. см. Hqudreumont.
- Müller, P. см. Bornemann.
- Murakami, T. (1) On the Structure of Iron-Carbon-Chromium Alloys. Sci. Rep. Tohoku Univ. Bd. **7** (1918), стр. 217, Rev. Mét. **18** (1921), стр. 17 [140].
 — (2) On the Equilibrium Diagram of Iron-Silicon System. Sci. Rep. Tohoku Univ. Sendai **10**, Nr. 2 (1921) [133, 134].
 — см. также Honda.
 — см. также Iwasé.
 — см. также Ogawa.
- Mylius, F., Förster, F., u. Schoene, G., Untersuchungen über den Stahl. Z. anorg. Ch. **13** (1896), стр. 38 [109].
- Nakamoto см. Ruer.
- Oberhoffer, P., (1) Die spezifische Wärme des Eisens. Met. **4** (1907), стр. 427.
 — (2) Über metallographische Beobachtung in einem luftleeren Räume bei höheren Temperaturen. Met. **6** (1909), стр. 542 [245].

- (3) Einige Beobachtungen über die sogenannte Zeilenstruktur. St. u. E. 33 (1913, 11) crp. 1569.
- (4) Die Bedeutung des Glühens von Stahlformguss. St. u. E. 32 (1912, 1), cp. 889.
- P., (5) Das technische Eisen. 2. Aufl. (1925). Verlag Springer, Berlin [326].
- (6) Über neuere Ätzmittel zur Ermittlung der Verteilung des Phosphors In Eisen und Stahl. St. u. E. 36 (1916), crp. 798 [242, 316].
- (7) Über ein metallographisches Kennzeichen für die Ermittlung der vorangegangenen Glühbehandlung von weichem Flusseisen. St. u. E. 41 (1921), crp. 1215 [344].
- Oberhoffer см. также Esser.
- см. также Pakulla.
- Oberhoffer, P. u. Gallaschik, Beitrag zur Kenntnis der Eisen-Arsenlegierungen. St. u. E. 43 (1923), crp. 398 [130].
- см. также Groebler.
- Oberhoffer, P. u. Stein, H., Über den Einfluss des Gießtemperatur auf die Eigenschaften von grauem Gusseisen. Die Giesserei 19 (1923), crp. 424 [394, 396].
- Oehman, F. E., Röntgenographische Untersuchungen über das System Eisen-Mangan. Z. phys. Ch. Abt. B 8 (1930), crp. 81 [118, 120].
- Oesterheld, G., Über die Legierungen des Berylliums mit Aluminium, Kupfer, Silber und Eisen. S. 32 Beryllium-Eisen. Z. anorg. Ch. 97 (1916), crp. 32 [151].
- Ogawa, Y. u. Murakami, T., Über das Gleichgewichtsdiagramm des Systems Eisen-Zink. Technology Reports Tohoku Imp. Univ. 8 (1928) crp. 53 [127].
- Ogawa см. также Osawa.
- Окнов, М., Über die Volumveränderung des Stahles beim Abschrecken. Ferrum 11 (1913), crp. 1 [216].
- Osawa, A. u. Ogawa, Y., X-ray Investigations of Iron and Zink Alloys. Sci. Rep. Tohoku Univ. 18 (1929), crp. 165 [127].
- Osmond, F., (1) Transformation du fer et du carbone dans les fers, les acier et les fontes blanches. Verlag Librairie militaire L. Baudouin et C., Paris 1887 [201, 202].
- (2) Méthode générale pour l'analyse micrographique des aciers au carbone. Contr. crp. 277. Deutsch von Heurich. Verlag von W. Knapp, Halle (Saale) [97, 104, 109, 115, 117, 118, 230, 235].
- Osmond, F. u. Werth, Théorie cellulaire des propriétés de l'aciers. Ann. d. mines 8 (1885), crp. 5 [109].
- Oya, M., On the Equilibrium Diagram of Iron Vanadium System. Sci. Rep. Tohoku Univ. 19 (1930) crp. 235 [139].
- Ozawa, S., On the Constitutional Diagram of the Iron-Carbon-Tungsten-System. Sci. Rep. Tohoku Univ. 11 (1922), crp. 333 [137].
- Pakulla, E. u. Oberhoffer, P., Beiträge zur Konstitution der Eisen-Chromlegierungen. V. d. Eis. Werkst. 68 (1925) [140].
- Paquet см. Goerens, P.
- Petersen см. Wüst.
- Philipps см. Gwyer.
- Piwowarsky, E., (1) Hochwertiger Grauguss, Springer, Berlin 1929 [392].
- (2) Über den Einfluss der Temperatur auf die Graphitbildung im Roh- und Gusseisen. St. u. E. 45 (1925), crp. 1455 [394].
- Piwowarsky, E. u. Linke, G., Neuzeitliche Dunkelkammerbeleuchtung. St. u. E. 43 (1923), crp. 635 [288].
- Portevin, A., Notes sur l'emploi du pyrometre différential. Rev. Mét. 5 (1908), crp. 295 [183].
- Portevin, A. u. Gartner, P., Sur l'emploi de la lumière oblique en microphotographie. Rev. Mét. 7 (1910), crp. 921 [256].
- v. Rauschenplat см. Bornemann.
- Raydt, U., Über eine Abänderung des Tammann-Ofens. Z. f. Elektroch. 20 (1914), crp. 186 [171].
- Read см. Arnold.
- Reinecken см. Wever.
- Rieke, R. u. Simonis, M., Elektrischer Versuchsöfen mit kleinstückige Kohlenwiderstandsmasse. Z. angew. Ch. 19 (1906), crp. 133 [173].
- Rinne, F. u. Boeke, H. E., Die Modifikationsänderung des Schwefel-eisens. Z. anorg. Ch. 53 (1907), crp. 338 [151].
- Roberts-Austen, W. C., (1) On the Diffusion of Metals. Phil. Trans. 187 [A] (1896), crp. 383 [35].
- (2) Fourth report to the alloys research committee. Proc. Inst. Mech. Eng. (1897), crp. 31 [81, 93, 210].
- (3) Fifth report to the alloys research committee. Proc. Inst. Mech. Eng. (1899), crp. 35 [93, 97, 202, 210].

- Robin, F., (1) Alumine de polissage. Rev. Mét. 5 (1908), стр. 751 [228].
 — (2) Appareil de microphotographie. Rew. Mét. 7 (1910), стр. 963 [256].
 Романов см. Spring.
- Roozeboom, B., Eisen und Stahl vom Standpunkt der Phasenlehre. Z. phys. Ch. 34 (1900), стр. 437 [44, 47, 53].
- Rosenhain, W., (1) The metallurgical and chemical laboratories in the national physical laboratory. Ir. a. St. I. 76 (1908, I), стр. 153.
 — (2) Observations on recalcence curves. Physikal Society London 21 (1908), стр. 180 [204].
 — (3) Deformation and fracture in iron and steel. Ir. a. St. I. 70 (1906, II), стр. 189 [257].
 — См. также Ewing.
- Rosenhain, W. u. Tritton, F. S., Eisen und Sauerstoff. Ir. a. St. I. 110 (1924, II), стр. 90 [131].
- Ruer, R., Metallographie in elementarer Darstellung. 1907. Verlag von Leopold Voss, Hamburg und Leipzig [43, 59, 69].
- Ruer, R. u. Biren, J., Über die Löslichkeit des Graphits in geschmolzenem Eisen. Z. f. anorg. u. allgem. Ch. 113 (1920), стр. 98 [96].
- Ruer, R. u. Fick, K., Das System Eisen-Kupfer. Ferrum 11 (1913), стр. 39 [125].
- Ruer, R. u. Goerens, F., (1) Über die polymorphen Umwandlungen des reinen Eisens. Ferrum 13 (1915/16), стр. 1 [15].
 — (2) Über die Schmelz- und Kristallisationsvorgänge bei den Eisen-Kohlenstofflegierungen. Ferrum 14 (1916/17), стр. 161 [93, 97, 99, 392].
 — (3) Das System Eisen-Kupfer. Ferrum 14 (1916/17), стр. 49 [125].
- Ruer, R. u. Iijin, (Ильин) N., Zur Kenntnis des stabilen Systems Eisen-Kohlenstoff. Met. 8 (1911), стр. 97 [102].
- Ruer, R. u. Kaneko, K., Das System Eisen-Kobalt. Ferrum 11 (1913), стр. 33 [123].
- Ruer, R. u. Kremers, K., (1) Das System Kupfer-Zink. Z. anorg. Ch. 184 (1929), стр. 193 [81, 86].
 — (2) Über die Bestimmung der Temperatur des Endes der Erstarrung bei Mischkristallen mit Hilfe von Erstarrungsreihen. Z. anorg. Ch. 183 (1929), стр. 223 [46, 82].
- Ruer, R. u. Nakamoto, M., Über Eisen- und Kupferoxyde. Receuil des Travaux Chimiques des Pays-Bas 42 (1923), стр. 675 [131].
- Ruer, R. u. Schütz, E., Das System Eisen-Nickel. Met. 7 (1910), стр. 415 [121].
- Ruff, O., Über einen elektrischen Vakuumofen. Ber. d. deutsch. ehem. Ges. 43 (1910), стр. 1564 [177].
- Rümelin, G. u. Fick, V., Beiträge zur Kenntnis des Systems Eisen-Mangan. Ferrum 12 (1915), стр. 41 [118].
- Saklatwalla, B., Constitution of iron and phosphorus compounds. Ir. a. St. I. 77 (1908, II), стр. 92 [144].
- Saladin см. Le Chatelier (5) [193, 211].
- Saniter, E. H., On Carbon and Iron. Ir. a. St. I. 52 (1897, II), стр. 115, a также Metallographist 1 (1898), стр. 251 [245].
- Sauveur, A., The microstructure of steel and the current theories of hardening. Metallographist 1 (1899), стр. 47 [48].
 — см. также Howe.
- Schafmeister см. Bennek.
- Schenck, H. u. Hengler, E., Untersuchungen über das System Eisen-Sauerstoff. Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32), стр. 209 [131, 132].
- Schenck, R. u. Dingmann, Th., Gleichgewichtsuntersuchungen über die Reduktions-, Oxydations- und Kohlensvorgänge beim Eisen III; VI. Z. anorg. allg. Chem. 171 (1928), стр. 240 bzw. 166 (1927), стр. 113 bzw. 182 (1929), стр. 97 [131, 132].
- Schildkötter см. Hanemann.
- Schöne см. Mylius.
- Schrader, A., Über den Perlit, Troostit und Sorbit. St. u. E. 44 (1924), стр. 309 [117].
 — См. также Hanemann.
- Schütz см. Ruer.
- Shepherd, S., J. Phys. Ch. 8 (1904), стр. 421 [81].
- Siegbahn, M., Spektroskopie der Röntgenstrahlen. Springer, Berlin (1924) [220].
- Simonis см. Rieke.
- Sorby. On microscopic photographs of various kinds of iron and steel. British Association Reports 11 (1864) стр. 189 [97, 100, 112].
- Sosman, R. B. u. Hostetter, J. C., The Oxides of Iron. Solid Solution in the System Fe_2O_3 - Fe_3O_4 . J. Am. Chem. Soc. 38 (1916), стр. 807 [133].
- Spring, W. u. Romanoff, L., Über die Löslichkeit von Blei und Wis-

- mut in Zink. Nachweis einer kritischen Temperatur. Z. anorg. Ch. 13 (1896), стр. 29 [34].
- Stäblein, F., Ein einfacher Ausdehnungsapparat für hohe Temperaturen; das Ausdehnungsverhalten der Kohlenstoffstähle im Umwandlungsbereich. St. u. E. 46 (1926), стр. 101 [218].
- Stadeler, A., Beitrag zur Kenntnis des Mangans und seiner Legierungen mit Kohlenstoff. Met. 5 (1908), стр. 260 [120].
- Stähler, Arth., Handbuch der Arbeitsmethoden in der anorganischen Chemie. Leipzig 1914. Verlag von Veit & Co. [162].
- Stead, J. E., On iron and phosphorus. Ir. a. St. I. 58 (1900 II), стр. 60 [145, 146, 147, 244].
- Stein см. Oberhoffer.
- Strauss, B., Mikroskopische Stahluntersuchung. Z. angew. Ch. 27 (1914), стр. 633, St. u. E. 34 (1914), стр. 1814 [129].
- Strauss, B. u. Maurer, Ed., Die hochlegierten Chromnickelstähle als nichtrostende Stähle. Krupp 1 (1920), стр. 129 [378, 379].
- Sykes, W. P., (1) The Iron-Molybdän System. Trans. Am. Soc. Steel Treat. 10 (1926), стр. 839 [136].
- (2) The Iron-Tungsten System. Trans. Am. Soc. Steel Treat. 18 (1930), стр. 968 [137, 138].
- Tafel, V. E., Studie über die Konstitution der Zink-Kupfer-Nickellegierungen, sowie der binären Systeme Kupfer-Nickel, Zink-Kupfer, Zink-Nickel. Met. 5 (1908), стр. 373 [81, 83].
- Takagi см. Honda.
- Tammann, G., (1) Lehrbuch der Metallographie. 2. Auflage 1921. Verlag Leopold Voss, Leipzig [9, 18, 22].
- (2) Über die Ermittlung der Zusammensetzung chemischer Verbindungen ohne Hilfe der Analyse. Z. anorg. Ch. 37 (1903), стр. 303 [26].
- (3) Über die Anwendung der thermischen Analyse in abnormen Fällen. Z. anorg. Ch. 45 (1905), стр. 24 [56].
- (4) Die Umwandlung des Cementits bei 210°. St. u. E. 42 (1922), стр. 772 [102].
- (5) Heterogene Gleichgewichte. Viegweg, Braunschweig (1924) [72, 73].
- См. также Guertler.
- См. также Raydt.
- См. также Treitschke.
- См. также Vogel.
- Taylor u. White nach: Taylor-Wallich, Über Dreharbeiten und Werkzeugstähle. Berlin 1908. Verlag von Julius Springer [380].
- Thaliner см. Maurer (2).
- Träger, L. см. Hanemann.
- Treitschke, W. u. Tammann, G., Über das Zustandsdiagramm von Eisen und Schwefel. Z. anorg. Ch. 49 (1906), стр. 320 [153].
- Tritton см. Rosenhain.
- Чернов см. Osmond (1), (2).
- Villela, J. R., Delving into Metal Structures. Iron Age 117 (1926), стр. 761 [236].
- Vogel, R., (1) Über Gold-Bleilegierungen. Z. anorg. Ch. 45 (1903), стр. 11 [201].
- (2) Über die Struktur der Eisen-Nickelmeteoriten. Z. anorg. Ch. 142 (1925), стр. 193 [121].
- Vogel, R. u. Tammann, G., Über Vanadin-Eisenlegierungen. Z. anorg. Chem. 58 (1908), стр. 73 [139].
- Vollenbruck см. Bauer.
- Wagenmann см. Bornemann.
- Wanner, Photometrische Messung der Strahlung schwarzer Körper. Ann. d. Ph. 5 (1900), стр. 141, ferner: Hase, Messungen mit dem Wannerpyrometer. Z. anorg. Ch. 15 (1902), стр. 715 [194].
- Wark, N. J., (1) Bestimmung der Löslichkeitslinie des Eisenkarbids (Fe_3C) in γ -Eisen. Met. 8 (1911), стр. 704 [93].
- (2) Über die Polyederstruktur in Eisen-Kohlenstofflegierungen. Met. 8 (1911), стр. 731 [245].
- Wasmuth, R., Über die Ausscheidungshärtung des Eisens durch Titan. Krupp 12 (1931), стр. 159 [142].
- Wendt, K., Konstruktionsforderungen und Eigenschaften des Stahls. Krupp 3 (1922), стр. 121. Vortrag vor dem V. d. I., Juni 1922 [323].
- Werth см. Osmond.
- Wever, F., Über die Natur von Graphit und Temperkohle. Mitt. K. W. I. Eisenforschg. 4 (1922), стр. 81 [114].
- Wever, F. u. Apel, K., Einige Bemerkungen zur Anwendung der thermischen Analyse. Mitt. Eisenforschungs-Inst. 4 (1922), стр. 87 [211].
- Wever, F. u. Jellinghaus, W., (1)

- Zur Kenntnis des Zweistoffsystems Eisen-Vanadium. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 12, Lief. 19. Abh. 164 (1930), crp. 317 [139].
- Wever, F. u. Jellinghaus, W., (2) Zur Kenntnis des Zweistoffsystems Eisen-Chrom. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 13, Lief. 1. Abh. 171 (1931), crp. 193 [140].
- Wever, F., u. Müller, A., Über die Zweistoffsysteme Eisen-Bor und Eisen-Beryllium, mit einem Beitrag zur Kenntnis des Zweistoffsystems Eisen-Aluminium. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 11, Lief. 12 (1929) [144, 150, 151, 154, 155].
- Wever, F. u. Reinecken, W., Beitrag zur Kenntnis des Systems Eisen-Zinn. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 7 (1925), crp. 69 [148].
- Weyl см. Arnold u. Read [109].
- Wimmer, A., (1) Über den Einfluss des Sauerstoffs auf die physikalischen und technischen Eigenschaften des Flusseisens. V. d. Eis. Werkst. Nr. 50 (1924) [132].
- (2) Die Makro- und Mikrostruktur von Gasblasenseigerungen. St. u. E. 47 (1927), crp. 781 [154].
- Wüst, F., (1) Legier- und Löttechnik. 7. Auflage 1908. Verlag von Bernhard Friedrich Voigt, Leipzig [92].
- (2) Beitrag zum Einfluss des Phosphors auf das System Eisen-Kohlenstoff. Met. 5 (1908), crp. 73 [146, 244].
- (3) Beitrag zur Kenntnis der Eisen-Kohlenstofflegierungen höheren-Kohlenstoffgehaltes. Met. 3 (1906), crp. 1 [114].
- Wüst, F., (4) Über die Entwicklung des Zustandsdiagramms der Eisen-Kohlenstofflegierungen. Met. 6 (1909), crp. 512 [104].
- (5) Über die Theorie des Glühfrischens. Met. 5 (1908), crp. 7.
- (6) Beitrag zum Einfluss des Mangans auf das System Eisen-Kohlenstoff. Met. 6 (1909), crp. 3 [121].
- Wüst, F. u. Kettenbach, K., Über den Einfluss von Kohlenstoff und Silizium auf die mechanischen Eigenschaften des grauen Gusseisens-Ferrium 11 (1913/14) crp. 51 [389].
- Wüst, F. u. Lelhener, O., Das Wachsen von Gusseisen. Mitt. K. W. I. Eisenforsch. 10 (1928), crp. 265 [392].
- Wüst, F. u. Meissner, H., Über den Einfluss von Mangan auf die mechanischen Eigenschaften des grauen Gusseisens. Ferrum 11 (1914), crp. 97 [121].
- Wüst, F. u. Petersen, O., Beitrag zum Einfluss des Siliziums auf das System Eisen-Kohlenstoff. Met. 3 (1906), crp. 811 [135].
- Жемчужный, С. Ф., см. Курнаков.
- Zeyen см. Bardenheuer.
- Ziegler, M., Recherches sur les alliages du fer avec le soufre. Rev. Mét. 6. (1909), crp. 459 [271].

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Автоматически устанавливающееся сопротивление 184.
 Азотная кислота 109, 234.
 Аллотропические модификации 14.
 Алюминиевая латунь 91.
 Айх-металл 91.
 Амальгама кадмия 40.
 Аммиак 239.
 Аммония персульфат 237.
 Анализ осадка 54, 55.
 » термический 26.
 Анастигмат 246.
 Аномалии затвердевания 44, 59.
 » структуры 44, 49, 344.
 Аномальная сталь 356.
 Апертура нумерическая 258, 262.
 Апланатические объективы 257.
 Апохроматы 258.
 Арматурная бронза 81.
 Атмосфера печи 334, 345, 346.
 Атомная решетка 348.
 Атомные веса важных для металлургии элементов 10.
 Аустенит 104, 108, 114.
 Аустенитовое чугунное литье 391, 392.
 Аустенитовые стали 375, 379, 380.
 Ахроматы 258.
 Байкова усовершенствование аппарата Курнакова 215.
 Бата металл 91.
 Баумана проба на серу 246, 324.
 Бека иллюминатор 257.
 Белая латунь 91.
 Белый чугун 397.
 Биметалл 386.
 Бинарные (двойные) сплавы 21.
 Бинокулярный микроскоп 208.
 Бирмингемская платина 91.
 Бисквит 158.
 Бифильная обмотка 168.
 Браггов способ 220.
 Браунит 130.
 Бронза арматурная 81.
 » специальная 81.
 » фосфористая 81.
 Бронзы, см. также медь-олово 76.
 Бронзы оловянные 81.
 » структура 81.
 Быстрорежущая сталь 380.
 Вакуумные печи 176.
 Ванадиевая сталь 377.
 Ванны масляные 182.
 » металлические 182.
 » соляные 182.
 Вейля метод 110.
 Величина зерна 109, 115.
 » » измерение 109.
 Вертикальный иллюминатор 257.
 Видманштеттова структура 334.
 Висмут-олово-свинец 70.
 Включения 307.
 » глинозема 315.
 » окисные 312.
 » , распознавание 310.
 » сернистого железа 315.
 » силикатные 312.
 » сульфидов 312.
 Вода-нашатырь 25.
 Воздушная закалка 350, 378.
 Волокнистая структура 330.
 Волокнистый излом 330.
 Волочение 361.
 » проволоки 361.
 Вольфрамовая сталь 375.
 Времени измерение 196.
 Время-температура, кривая 201, 204.
 Выравнивание концентрации 44.
 Высокочастотные индукционные печи 178.
 Вюстит 132.
 Гаечное железо 146.
 Газовая ликвация 317, 326.
 Газовые печи 161.
 » пузыри 316.
 Гальванометр двойной 193, 206.
 » зеркальный 192.
 » со стрелкой 190.
 » струнный 192.
 Гальванометры 190.
 Гамильтона металл 91.
 Гарденит 115, 357.

Гейна реактив 240.
Гистерезис 15.
Глинозем 158.
» для полирования 227.
Глинозема включения 315.
Глубина отбеливания литья 397.
Глубокая вытяжка 364.
Глубокое травление 17, 244.
Горячая механическая обработка 327.
Градуирование 197.
Градуирование кривая 199.
Границ зерна разрушение 368.
Графит 113.
» эвтектический 96, 106.
Графита формы образования 392.
Графитовая эвтектика 96, 97, 106.
Графитообразование 96.
» влияние на него.
» кремния 135, 389.
» влияние на него
» марганца 121, 391.
Графическое изображение двойных систем 21.
Грейнера - Клинггенштейна диаграмма 391.
Губчатое железо 297.
Гюйгенса окуляр 259.
Дамасская сталь 386.
Двойная хлористая соль меди и аммония 241.
Двойник 18.
Двойной гальванометр 193, 206.
» » Саладина-Лешателье 211.
Двойные (бинарные) сплавы 21.
Двойные карбиды 376.
Дебая кольца 223.
Дебая-Шеррера способ 222.
Дезоксидация 81, 308.
Дельта-металл 91, 92, 129.
Дендритная структура 302.
Дендриты 15.
Дефекты закалки 357, 382.
» отжига 346.
» структуры 344, 351.
Деформации сопротивление 348.
Деформация, способность к 361.
» в холодном состоянии 20, 348.
Диаграмма Грейнера - Клинггенштейна 391.
» Маурера 389.
» состояния 28, 68.
» » , обзор важнейших типов бинарных систем 42.
Диаграмма состояния, обзор важнейших типов тройных систем 70.
Дилятметр 217.
Дилятметрический метод 340.

Динамо-жесть 237.
Дифференциальная кривая 202, 209.
Дифференциальный метод 86.
Диффузии скорость 304.
Диффузионный отжиг 307, 341.
Диффузия 35, 44, 331, 350.
Длина тубуса механическая 261.
» » оптическая 260.
Доэвтектические растворы 28.
Дуговые лампы 253.
Дуран-металл 91.
Дьюаровский сосуд 186.
Едкое кали 240.
Елочные кристаллы 104, 303.
Железа нитрид 129.
» номенклатура технических сортов 295.
Железа окись (крокус) 227.
» сернистого включения 315.
» фосфид 147.
Железная латунь 97.
Железо губчатое 297.
» кричное 383.
» пудлинговое 383.
« сварочное 383.
Железосинеродистый калий 240.
Железо-азот 129.
» -алюминий 143.
» -бериллий 150.
» -бор 154.
» -ванадий 139.
» -вольфрам 137.
» -кислород 130.
» -кобальт 123.
» -кремний 133.
» - » -углерод 135.
» -марганец 118.
» - » -углерод 120.
» -молибден 136.
» -мышьяк 130.
» -никель 121.
» -олово 148.
» -свинец 34.
» -сера 151.
» - » -кислород 154.
» - » -углерод 153.
« -титан 142.
» -углерод 92
» -фосфор 144.
» - » -углерод 146.
» -хром 140.
» - » -углерод 140.
» -цинк 127.
Желтоломкость 308, 331.
Жесть динамная 237.
» трансформаторная 237, 372.
Жидкий раствор 30, 37.

Закаленное (отбеленное) лите 397.
Закалка 346.
» в воде 350.
» в масле 350.
» воздушная 350, 378.
» сквозная 350.
Закалки дефекты 357, 382.
» способ 216.
» теория 347.
» техника 349.
Закалочные трещины 352, 358.
Закаты 337.
Зародыши (кристаллизации) 9.
Затвердевания ансмали 44, 59.
» интервал 36.
» кривая, максимум 43.
Затвердевания кривая, минимум 43.
» » » , перегиб 43.
Защитные материалы 156.
» устройства 181.
Завтектические растворы 28.
Зеркальный гальванометр 192.
» чугуна 389.
Зерна измельчение 20.
» определение размеров 109.
» размеры 109, 115.
» распад 368.
» рост 346.
Зернистая структура 305, 327.
Зернистый излом 354.
Зональная ликвация 320.
Излом волокнистый 330.
» зернистый 354.
» лучистый 300.
» межкристаллический 307.
» раковистый 309.
» шиферный 330.
Изолома поверхность 223.
Измельчение зерна 20.
Изменение состояния 13, 29.
Изменения объемные 9, 117, 349.
Измерение времени 196.
» температуры 187.
» теплового расширения 216.
» увеличения 258.
Иллюминатор Бека 257.
» вертикальный 257.
» призмный 257.
Иммерсия гомогенная 258.
Инструментальные стали 298, 376.
Интервал затвердевания 36.
Искажение решетки 365.
Исследование структуры 223, 245, 246.
Кадмия амальгама 40.
Калий железосинеродистый 240.
Карбид железа, превращения 101.
» » , определение при на-
личии фосфида железа 237, 244.

Карбонил железа 297.
Кварц 157.
Керамические материалы 160.
Кобальтовые режущие сплавы 125.
Ковкое железо 297.
» лите с черным сердечником 399.
Ковкость 19.
Кольца Дебая 223.
Компенсационные окуляры 258.
Комплексные сплавы 377.
Компоненты 22.
Конденсатор с темным полем 256.
Константные точки для градуирова-
ния пирометров 198.
Конструкционная сталь 377.
Концентрации выравнивание 44.
Коррекция сферическая объективов 257.
Коррекция термоэлементов 200.
Косое освещение 248, 256.
Коэффициент теплового расширения 375.
Коэффициент эквивалентности 89.
Красноломкость 153, 308, 331.
Кремний, влияние на графитосбра-
зование 135.
Кремнистая сталь 372.
Кривая время-температура 201, 304.
» градуирования 202.
» дифференциальная 202, 209.
» » изображе-
ние и построение 201.
Кривая затвердевания, максимум 43.
» » , минимум 43.
» нагревания 8.
Кривые Осмонда 201, 207.
» охлаждения 7, 46, 204, 340, 341.
Кривые скорости 209.
Криптоловые печи 173.
Кристаллизации скорость 18, 19, 299.
Кристаллизационная способность 18.
Кристаллизация 15, 18, 299.
» первичная 19, 27.
Кристаллическая ликвация 46, 302, 327.
Кристаллическая решетка 14.
Кристаллическое зерно, прочные свой-
ства вдоль различных осей 17.
Кристаллов ориентировка 232.
Кристаллы твердого раствора 36.
» » » насы-
щенные 52.
Крокус 227.
Крупновские лабораторные печи 173.
Курнакова аппарат 197, 205, 214.
Лампы дуговые 253.
» накаливания 253.

Лампы с точечным осветителем 253.
Латуни оловянные 90.
» специальные 90.
Латунь 81, см. также медь-цинк.
» алюминиевая 91.
» белая 91.
» железная 92.
» ковкая 90.
» марганцовая 90.
» никелевая 92.
» свинцовая 90.
» сорта, торговые обозначения 91.
Лауэ способ 222.
Ледобурит 95, 104, 113.
Ледобуритные стали 376.
Лешателье реактив 241, 242.
Ликвации влияние 325.
» определение 324.
Ликвация 320.
» газовая 317, 326.
» зональная (слитка) 320.
» кристаллическая (дендритная) 46, 301, 327.
Ликвация серы 321, 324.
» углерода 321, 324.
» фосфора 321, 324.
Ликвидус 36.
Линии скольжения 18, 362.
» течения 18.
Линия конца затвердевания 36.
» начала затвердевания 36.
» точек плавления 29.
Листовое золото 91.
Литая структура 299, 302, 341.
Литье 298.
» серое 389.
» чугунное аустенитовое 391, 392.
Литья температура 299.
Луповое увеличение 259.
Лучевые печи 161.
Лучистый излом 300.
Магnezия 159.
Магнетизм 15.
Магнетометр 215, 216.
Магний-свинец 38.
Магнитное превращение 99, 215.
» » железо-никелевых сплавов 122.
Магнитные стали 125.
Макроанализ, приспособления для 250.
Макроисследование 224, 246.
Макроскопическое фотоустройство 250.
Макротравление 240.
Максимум кривой затвердевания 40.
» скрытый 55.
Марганец, влияние на графитообразование 121.

Марганец-углерод 120.
Марганца карбид 120.
» сернистого включения 315.
Марганцевая бронза 90.
» латунь 90.
Марганцовистая сталь 375.
Марквардтова масса 158.
Мартенсит 115, 347.
Мартенсита превращения 349.
Масляные ванны 182.
Материалы для печей 160.
Маточный раствор 27.
Маурера диаграмма 389.
Медно-цинковые сплавы, структура 86.
Медь-никель 36.
» олово 76, см. также бронзы.
» -цинк 81.
Межкристаллический излом 307.
Межкристаллического вещества пленки 307, 308.
Металл Бата 91.
» Гамильтона 91.
» Тиссье 91.
» Турне 91.
Металлические ванны 182.
Металлов структура (рентген.) 220.
Метастабильная система 93.
Метод дифференциальный 86.
» проволоки 198.
Микрографический способ 46, 218.
Микропланы 246, 272.
Микроскоп бинокулярный 268.
» Лешателье-Дюжарден 273.
» » -Лейтц 278.
» » -Рейхерт 274.
» » -Цейсе 281.
» Мартенс-Цейсс 268.
» производственный 285, 286.
Микроскопа увеличение 258.
Микроскопические исследования 224, 253.
Микроскопы для предварительных исследований 267.
» по Лешателье 272.
Микросуммары 246, 247.
Мишурное золото 91.
Многослойная сталь 384.
Модификации 14.
» аллотропические 14.
Мозаиковое золото 91.
Молибденовая сталь 377.
Моторы полировальные 228.
Мунтц-металл 87, 91.
Мусивное золото (сусальное) 91.
Мышьяк-железо 130.
Мягких пятен образование 357.
Наблюдение структуры 223, 246.

Нагревания кривая 8.
» скорость 14.
Надрывы (трещины) 336.
Наждак 226.
Наждачная бумага 224, 226.
Напряжения 333, 342.
Наслоения метод 187.
Насыщенные твердые растворы 52.
Натрия пикрат 237.
Начальная температура 340.
Неглазурованный фарфор 158.
Нейзильбер 170.
Немагнитные стали 375.
Немагнитный чугун 392.
Необратимое превращение 122.
Нерастворимость в жидком состоянии 65.
Нержавеющие стали 375, 378.
Неспойная сталь 322.
Никелевая латунь 92.
» сталь 373.
Нитрид железа 129.
» титана 311.
Нитриды 311.
» циркона 311.
Нитро-лампы 293.
Нихром (материал сопротивления) 164, 170.
Номенклатура технических сортов железа 295.
Номенклатура технического железа 295.
Нумерическая апертура 258, 262.
Обезуглероживание 336, 346.
» поверхности 336, 345.
Обергоффера реактив 147, 241, 242.
Области состояния 29.
Обмотка бифилярная 168.
Обработка горячая механическая 327.
Объективы 246, 257.
» апланатические 257.
Объектмикрометр 262.
Объемные изменения 9, 117, 349.
Ограниченная растворимость 66.
Окисные включения 312.
Окись железа (крокус) 227.
» хрома 227.
Окуляр Гюйгенса 259.
Окулярмикрометр 263.
Окуляры 257.
» компенсационные 258.
» перипланатические 258.
Олово, объемные изменения 15.
Олово-свинец-висмут 70.
Оловянная чума 15.
Оловянные бронзы 81.
» латуни 90.
Олунд 159.

Опак-иллюминатор 257.
Оптическая скамья (станина) 254.
Оптические пирометры 193.
Ориентировка кристаллов 232.
Осадка анализ 54, 55.
Осветительные устройства 248, 253, 255.
Освещение косое 248, 256.
» прямое (перпендикулярное) 248, 256.
Осмонда кривые 201, 207.
Осмондит 118.
Остановка (температурная) 8.
Отбеленное (закаленное) литье (чугунное) 397.
Отжиг 341.
» диффузионный 307, 341.
» для устранения напряжений 341.
Отжиг рекристаллизационный 373.
» умягчающий 341.
» чугунного литья 396.
Отжига дефекты 346.
Отпуск 108, 359.
Охлаждения кривые 7, 46, 204, 340, 341.
Охлаждения кривые, изображение и построение 201.
Охлаждения скорость 15, 117, 338.
Охлаждения скорость критическая 339, 349.
Патентирование 361, 363.
Паттинсонирование 33.
Первичная кристаллизация 19, 27.
Перегрев 14, 334.
» жидкого сплава 392.
Передержка 346.
Пережог 334.
Перекристаллизация 19.
Переохлаждение 8, 14, 49, 108.
Перетяжка 364.
Перипланатические окуляры 258.
Перитектическое превращение 41.
Перлит 100, 110.
Перлитовый чугун (литье) 389.
Персульфат аммония 237.
Перцит 125.
Печи атмосфера 334, 345, 346.
Печи 160.
» изготовление 163.
» вакуумные 176.
» газовые 161.
» индукционные высокой частоты 178.
» криптоловые 173.
» Крупна 173.
» лучевые 161.
» силитовые 170.
» с нихромовой обмоткой 165.

Печи с угольной мелочью 173.
» с угольной трубкой, коротко-
замкнутые 171.
» электрические 162.
Печь Таммана 171.
» Фридриха 173.
Пикрат натрия 237.
Пикриновая кислота 236.
Пирометрия цветная 195.
Пирометры оптические 193.
Плавления точка 7, 8, 38.
Платина бирмингамская 91.
Пленка межкристаллического веще-
ства 307, 208.
Плены 337.
Плоскопараллельное стекло 256.
Плоскости скольжения 348, 364.
Плотность 15.
Поверхностное обезуглероживание
336, 345.
Поверхность излома 223.
Подкорковые пузыри 316.
Позолота 91.
Полигональная структура 121.
Полировальные моторы 228.
» средства 227.
Полировка 227.
» в рельеф 230.
» травящая 230.
Правило рычага 32, 69, 94.
» фаз Гиббса 23, 40.
Превращение необратимое 122.
Превращения 13, 50, 62, 97.
» в твердом состоянии 13,
338.
Превращения магнитные 99, 215.
» точка 10.
Прививка 9.
Принц-металл 91.
Проба на серу 246, 324.
Проволоки волочение 361.
Продукты раскисления 312, 319.
Производственный микроскоп 285,
286.
Просвечивание металлов 218.
Пространственная модель 71, 73.
Проявление структуры 230.
» » особые виды 243.
Проявление структуры при высокой
температуре 245.
Прямое (перпендикулярное) освеще-
ние 248, 256.
Пузыри подкорковые 316.
Пустота усадочная 9.
Равновесие 23, 45.
Равновесие структурное 46.
Разделение 22, 147, 320.
Разрешающая способность 257, 262.
Разрушение границ зерна 368.

Разрыв в растворимости, см. разрыв
в смешиваемости.
Разрыв в смешиваемости 40, 52, 62,
66,
Раковина усадочная 9, 318.
Раковистый излом 309.
Раскисление 81, 307, 308.
Раскисления продукты 312, 319.
Распознавание включений 310.
Расплавление 65.
Расслоения 319, 326.
Растворения скорость в кислотах 17,
232.
Растворимости изменение 63.
Растворимость ограниченная 66.
Растворы доэвтектические 28.
Растворы доэвтектические 28.
» жидкие 30, 37.
» заэвтектические 28.
» сопряженные 35.
» твердые 35, 37.
Расширение тепловое 15.
Расширения теплового измерения
216.
Расширения теплового коэффициент
375.
Реактив Гейна 240.
» Лешателье 241, 242.
» Обергоффера 147, 241, 242.
» Розенгейна 242.
Регенерация 20.
» цементированных изде-
лий 351.
Регистрирующий аппарат 205.
» » Курнакова
205.
Регистрирующий аппарат Лешателье-
Броневского 206.
Регулирующее сопротивление 170.
Рекристаллизации температура 21.
Рекристаллизационный отжиг 373.
Рекристаллизация 20, 328, 365.
Рельефная полировка 230.
Рентгеновские [лучи, исследование
материалов 218.
Рентгеновский спектральный анализ
219.
Реостаты 170.
Решетка атомная 348.
» кристаллическая 14.
Рихарда хронограф 196.
Розенгайна реактив 242.
Рост чугуна 397.
Рояльная проволока 361.
Ртутный термометр 187.
Рычага правило 32, 69, 94.
Саладина аппарат 193, 211.
» Лешателье двойной галь-
ванометр 211.

Самозакаливание 378.
Сварочное железо 383.
Светофильтр 255.
Свинец-магний 38.
» -олово-висмут 70.
» -серебро 32.
» -цинк 34.
Свинцовая латунь 90.
Сдвига явления 368.
«Секаз» 164, 170.
Сера, проба на нее 246, 324.
Серебро-свинец 32.
Сернистого железа включения 315.
» марганца включения 315.
Серое литье 389.
Серый чугун 388.
Сетчатая структура 306.
Силикатные включения 312.
Силитовые печи 170.
Симилор 91.
Система бинарная 21, 22.
» метастабильная 93.
» стабильная 96.
» тройная 21, 22, 68, 69.
Сквозная закалка 350.
Сквозное улучшение 379.
Скольжения линии 18, 362.
» плоскости 348, 364.
Скорости кривая 209.
Скорость диффузии 304.
» кристаллизации 18.
» критическая 339, 349.
» нагрева 14.
» охлаждения 15, 117, 338.
» растворения в кислотах 17, 232.
Смешиваемость, см растворимость.
» разрыв в 40, 52, 62, 66.
Соединения 38.
Солидус 36.
» , экспериментальное определение 46.
Соляная кислота 235.
Соляные ванны 182.
Сопrotивление, автоматически устанавливающееся 184.
Сопrotивление регулирующее 170.
Сопряженные растворы 35.
Сорбит 118.
Состояния диаграммы 28, 68.
» области 29.
Сосуд Дьюаровский 186.
Спель 96, 106.
Специальные бронзы 81.
» латуни 90.
Сплавов двойных диаграммы состоя-
ния 42.
Сплавов тройных диаграммы состоя-
ния 68, 69.

Сплавы 21.
» бинарные (двойные) 21.
» комплексные 377.
» режущие 125.
» тройные 21.
» четверные 21.
Спокойная сталь 322.
Способ Браггов 220.
» Дебая-Шеррера 222.
» закалки 216.
» Лауэ 222.
» Таммана 48.
Способность разрешающая 257, 262.
Стабильная система 96.
Станина микроскопа 254.
Стали аустенитовые 375, 379, 380.
» инструментальные 298, 376.
» ледебуритные 376.
» магнитные 25.
» немагнитные 375.
» нержавеющей 375, 378.
» с двойными карбидами 376.
» хромоникелевые 377.
Сталь аномальная 356.
» быстрорежущая 380.
» ванадиевая 377.
» вольфрамовая 375.
» дамасская 386.
» конструкционная 377.
» кремнистая 372.
» марганцовистая 375.
» многослойная 384.
» молибденовая 377.
» беспокойная 322.
» никелевая 373.
» спокойная 322.
» титановая, 377.
» углеродистая 370.
» хромистая 376.
» цементная 296, 384.
Стальное фасонное литье 298, 343.
Старение 369.
Стекло плоскопараллельное 256.
Стеллит 125.
Стенок толщина 391.
Стере-бинокуляр 268.
Стерро-металл 91.
Стирлинга металл 91.
Столбчатые кристаллы 300.
Строчечная структура 147, 333.
Структура 15.
» важнейших сортов стали 370.
Структура дендритная 302.
» металлов (рентген.) 220.
» неустойчивая 379.
Структурное равновесие 46.
Структурные диаграммы 48, 370, 374, 375.
Структуры аномалии 44, 49, 344.

Структуры дефекты 344, 351.
» исследование 223, 245, 246
» наблюдение 223, 246.
» проявление 230.
» » особые виды 243.
Структуры проявление при высокой температуре 245.
Струнная проволока 361.
Струнный гальванометр 192.
Сульфидные включения 312.
Сульфиды, определение 246.
Сферическая коррекция объектива 257
Тальмизолото 91.
Таммана печь 171.
» способ 48.
Твердого раствора кристаллы 36.
Твердость выделения (Ausscheidungs-härte) 127, 142, 151, 243, 377.
Твердые растворы 35, 37.
» » тройные 73.
«Твердый цинк» 128.
Температура литья 299.
» начальная 340.
» рекристаллизации 21.
Температурная остановка 8.
Температурная остановка продолжительность 48.
Температурная остановка эвтектическая 48, 57.
Температуры измерение 187.
Теория закалки 347.
Тепловая (термическая) обработка 338.
Теплового расширения измерение 216.
» » коэффициент 375.
Тепловое расширение 15.
Теплопроводность 334.
Теплосодержание 9, 15.
Термическая (тепловая) обработка 338
Термический анализ 26.
Термометр ртутный 187.
Термоэлементы 187.
» , защитные материалы к ним 156.
Техника закалки 349.
Тиссье металл 91.
Титана нитрид 311.
Титановая сталь 377.
Толщина стенок 391.
Томбак 91.
Томленый чугун (литье) 398.
» » американский 399.
» » европейский 399.
Точка плавления 7, 8, 38.
» превращения 10.
Точки плавления технически важных элементов 10.
Травители 234.
Травление 108, 232.
» аустенитовых сталей 238.

Травление глубокое 17, 244.
» макроскопическое 240.
» микроскопическое 234.
» нагреванием 148, 244.
» по Лешателье 241, 242.
» » Обергофферу 147, 241, 242.
Травление по Фри 243, 368.
» электролитическое 244.
Травления фигуры 17, 108.
Транскристаллизация—см. столбчатые кристаллы.
Трансформаторная жечь 237, 372.
Треугольник концентраций 70.
Трещины 336.
» закалочные 352, 358.
» от напряжений при усадке 11, 333, 357.
Трещины шлифовочные 352.
Тройная система 21, 22, 68, 69.
» » графическое изображение 69.
Тройная эвтектика 71.
Троостит 115.
Тубуса длина механическая 261.
» » оптическая 260.
Турне металл 91.
Увеличение 247.
» холостое 262.
Увеличения измерение 258.
» таблицы 264.
Углерод отжига 98, 102, 113.
Углеродистая сталь 370.
Удельные веса 10.
Уксусная кислота 240.
Улучшение 359.
» сквозное 379.
Умягчающий отжиг 341.
Усадка 9.
Усадочная пустота 9.
» раковина 9, 318.
Устройства для охлаждения 183.
» осветительные 248, 253, 255.
Фаз правило (Гиббса) 23, 40.
Фазы 22.
Фарфор 158.
» неглазурованный 158.
Фасонное стальное литье 298, 343.
Феррит 100, 108.
Фигуры действия сил 243, 368.
» травления 17, 108.
Флокены 333.
Фосфид железа 147.
» » определение при наличии карбида железа 148, 237, 244.
Фосфидная эвтектика 394.

Фосфиды, определение 246.
Фосфористая бронза 81.
Фотографическая техника 286.
Фотографические устройства макро-
скопические 250.
Фотографическое регистрирование 205
Фри, способ травления по 243, 368.
Фридриха печь 173.
Фришевание 308.

Хлорное железо 239.
Холодная обработка давлением 36.
Хризокальк 91.
Хризолит 91.
Хрома окись 227.
Хромистая сталь 376.
Хромоникелевые стали 377.
Хромоникелевый материал сопротив-
ления 164, 170.
Хронин 164.
Хронограф 196.

Царапанием испытание 110.
Цветная пирометрия 195.
» фотография 291.
Цементация 350.
Цементит 95, 104, 109.
» определение при наличии
] фосфида железа 237, 244.
Цементит превращения 101.
» , разложение 114, 135, 154.
» » травление 110.
Цементная сталь 296, 384.
Центров число 18.
Цинк-свинец 34.
Циркона нитрид 311.

Часы 196.
Черный излом 345, 372.
Четверные сплавы 21.
Число центров 18.

Чугун американский 399.
» белый 397.
» европейский 399.
» зеркальный 389.
» ковкий 398.
» серый 388.
» томленный 398.
Чугунное литье аустенитовое (немаг-
нитное) 392.
Чума оловянная 15.

Шамот 158.
Шиферный излом 330.
Шлаки как зародыши кристаллиза-
ции 19.
Шлифа подготовка 224.
Шлифование 223, 226.
Шлифовочные трещины 352.
Штативы 250, 263.

Эвтектика 28.
» графитовая 96.
» тройная 71.
Эвтектическая концентрация 28.
» структура 305.
» температура 28.
» температурная оста-
новка 48, 57.
» точка 71.

Эвтектический графит 96, 106.
Эвтектоид 64.
Эквивалентности коэффициент 89.
Электрические печи 162.
Электродвижущая сила 188.
Электролитическое травление 244.
Электропроводность 15.
Электросталь 296.
Элементарная ячейка 223.
Эмульсия 23, 65.

Ячейка элементарная 223.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие ко второму изданию	5
Предисловие к третьему и четвертому изданию	—
Предисловие к пятому изданию	6
Предисловие к шестому изданию	—
I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ	
A. Чистые металлы	7
<i>a) Термические явления при нагревании и охлаждении</i>	<i>—</i>
1. Затвердевание, плавление	13
2. Превращения	15
<i>b) Кристаллизация, структура</i>	<i>—</i>
1. Доказательство кристаллического состояния затвердевшего металла	18
2. Кристаллизация	19
3. Перекристаллизация (и рекристаллизация)	21
B. Сплавы	—
<i>a) Двойные сплавы</i>	<i>—</i>
I. Графическое изображение двойных систем	23
II. Правило фаз	25
III. Примеры из практики	32
1. Свинец-серебро	34
2. Свинец-железо	—
3. Свинец-цинк	36
4. Медь-никель	38
5. Свинец-магний	40
6. Ртуть-кадмий (амальгама кадмия)	42
IV. Обзор важнейших типов бинарных диаграмм состояния	43
A. Оба компонента в жидком состоянии полностью растворимы друг в друге	—
<i>a) Оба компонента не образуют химических соединений друг с другом</i>	<i>—</i>
1. Оба компонента в твердом состоянии полностью растворимы друг в друге в любых пропорциях	47
2. Оба компонента в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге	51
3. В твердом состоянии оба компонента ограниченно растворимы друг в друге	54
<i>b) Компоненты образуют друг с другом одно или несколько химических соединений</i>	<i>—</i>
1. Соединения и компоненты абсолютно нерастворимы друг в друге в твердом состоянии	59
2. Соединения и компоненты в твердом состоянии полностью или частично растворимы друг в друге	65
B. Оба компонента в жидком состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге	66
C. Оба компонента в жидком состоянии ограниченно растворимы друг в друге	68
D. <i>Тройные сплавы</i>	<i>68</i>
I. Графическое изображение тройных систем	69

П. Обзор наиболее важных тройных диаграмм состояния	70
а) Компоненты не образуют химических соединений друг с другом	—
1. Компоненты в жидком состоянии обладают неограниченной растворимостью, в твердом состоянии абсолютно нерастворимы друг в друге	72
2. Компоненты обладают в жидком и твердом состоянии полной растворимостью друг в друге	73
3. Компоненты в жидком состоянии растворимы друг в друге полностью, в твердом состоянии — ограниченно	75
б) Два компонента тройной системы образуют друг с другом химическое соединение	76
в) Диаграммы состояния и структура некоторых важнейших сплавов	—
I. Нежелезные сплавы	—
1. Медь-олово (бронзы)	81
2. Медь-цинк (латуны)	92
II. Сплавы железа	—
1. *Железо-углерод	93
а) Процессы затвердевания и плавления	—
1. Метастабильная система	96
2. Стабильная система (образование графита)	97
б) Превращения железно-углеродистых сплавов	98
1. Превращения кристаллов твердого раствора	99
2. Превращения γ -кристаллов	101
3. Превращение карбида железа	102
в) Структурные составляющие сплавов железно-углерод	118
2. Железо-марганец	120
Марганец-углерод	121
Железо-марганец-углерод	—
3. Железо-никель	123
4. Железо-кобальт	125
5. Железо-медь	127
6. Железо-цинк	129
7. Железо-азот	130
8. Железо-мышьяк	—
9. Железо-кислород	133
10. Железо-кремний	135
Железо-кремний-углерод	136
11. Железо-молибден	137
12. Железо-вольфрам	139
13. Железо-ванадий	140
14. Железо-хром	—
Железо-хром-углерод	142
15. Железо-титан	—
16. Железо-алюминий	144
17. Железо-фосфор	146
Железо-фосфор-углерод	148
18. Железо-олово	150
19. Железо-бериллий	151
20. Железо-сера	153
Железо-сера-углерод	154
Железо-сера-кислород	—
21. Железо-бор	—

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

А. Экспериментальное определение термических свойств	—
а) Подготовка образцов для исследования	156
1. Огнеупорные материалы	—
2. Печи	160

Газовые печи	161
Электрические печи	162
Вакуумные печи	176
Индукционные печи высокой частоты (индукционные печи без сердечника)	178
3. Устройства для защиты исследуемых материалов	181
Работа в атмосфере нейтральных газов	—
Применение масляных, соляных и металлических ванн	182
Применение древесного угля и чугунной стружки	183
4. Приспособление для охлаждения исследуемого материала	—
5. Приготовление сплавов	187
b) Измерение температуры	—
1. Термоэлементы	—
2. Гальванометры	190
3. Оптические пирометры	193
c) Измерение времени	196
1. Часы	—
2. Хронографы	—
d) Градуирование приборов для измерения температуры	197
1. Метод построения кривой охлаждения	—
2. Метод проволоки	198
3. Метод сравнения с нормальным элементом	199
4. Поправки к наблюдаемым показаниям температуры	—
e) Изображение и построение кривых охлаждения	201
I. Кривые «время-температура»	204
1. Обычные кривые охлаждения	—
2. Кривая Осмонда (взаимная кривая скоростей)	207
3. Кривая скорости	209
II. Дифференциальные кривые	—
f) Другие методы определения точек превращения	215
V. Исследование материалов рентгеновскими лучами	218
1. Просвечивание металлов	—
2. Спектральный рентгеновский анализ	219
3. Исследование структуры металлов	220
C. Исследование структуры	223
a) Получение поверхности, пригодной для наблюдения	—
I. Подготовка к макроскопическому исследованию	224
II. Подготовка к микроскопическому исследованию	—
1. Шлифование	226
2. Полировка	227
b) Проявление структуры	230
I. Травление для микроскопического исследования	234
1. Азотная кислота	—
a) Концентрированная азотная кислота	—
b) Разведенная азотная кислота	235
2. Соляная кислота	—
3. Соляная кислота — азотная кислота «(протрава V2A)»	236
4. Пикриновая кислота	—
5. Персульфат аммония	237
6. Пикрат натрия	—
7. Хлорное железо	239
8. Аммиак	—
9. Едкий кали	240
10. Уксусная кислота—азотная кислота	—
11. Железосинеродистый калий (красная кровяная соль)	—
II. Травление при макроскопических исследованиях	—
1. Двухлористая аммонийно-медная соль (Реактив Гейна)	241
2. Реактив Обергоффера	242
3. Реактив Лешателье	—
4. Соляная кислота	—

111. Специальные методы выявления структуры	243
1. Способ травления по Фри	—
2. Травление при одновременном применении электрического тока	244
3. Отпуск (невысокий нагрев)	—
4. Выявление структуры при высоких температурах	245
5. Отпечаток по Бауману	246
с) <i>Наблюдение структуры</i>	—
I. Макроскопическое исследование	—
1. Объективы	—
2. Увеличения	247
3. Осветительная аппаратура	248
4. Фотоустановки (штативы)	250
II. Микроскопическое исследование	253
1. Осветительная аппаратура	—
2. Объективы и окуляры	257
3. Измерение увеличения	258
4. Штативы	263
Микроскопы для предварительных исследований	267
Микроскопы с приспособлением для фотографирования	268
Штатив микроскопа Мартенса	—
Микроскоп по Лешателье	272
Микроскоп Лешателье-Дюжардена	273
Микроскоп Лешателье-Рейхерта	274
Микроскоп Лешателье-Лейтца	278
Микроскоп Лешателье-Цейсса	281
Производственный микроскоп	286
с) <i>Техника фотографирования</i>	—
Цветная фотография	291

III. МЕТАЛЛОГРАФИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СОРТОВ ЖЕЛЕЗА

Номенклатура технического железа

Номенклатура (классификация) по способу изготовления

Номенклатура (классификация) по свойствам

Номенклатура (классификация) по структуре

A. Сталь

a) <i>Литье</i>	298
1. Литая структура	299
2. Включения	307
Выявление включений	310
3. Газовые пузыри	316
4. Усадочные раковины	318
5. Ликвация	320
b) <i>Горячая механическая обработка</i>	327
c) <i>Термическая (тепловая) обработка</i>	338
1. Отжиг	341
2. Закалка	346
3. Отпуск, улучшение	359
d) <i>Холодная обработка давлением (волочение проволоки, штамповка, холодная прокатка)</i>	361
e) <i>Структура наиболее важных сортов стали</i>	370
1. Углеродистая сталь	—
2. Кремнистая сталь	372
3. Никелевая сталь	373
4. Марганцевая сталь	375
5. Вольфрамовая сталь	—

6. Хромистая сталь	376
7. Молибденовые, ванадиевые и титановые стали	377
8. Стали с несколькими легирующими присадками	—
9. Хромоникелевая сталь	—
10. Быстрорежущая сталь	380
В. Прочие виды ковкого железа	
a) Сварочное железо	383
b) Цементная сталь	384
c) Многослойная сталь	—
С. Доменный (сырой) чугун и чугунное литье	
I. Доменный (сырой) чугун	386
II. Чугунное литье	388
1. Серое литье	389
a) Структура	—
b) Влияние нагрева на структуру	390
2. Закаленное (отбеленное) литье	397
3. Ковкий (томленый) чугун	398
Именной указатель	402
Предметный указатель	413

КНИГОСБЫТ ОНТИ

ИМЕЕТ НА СВОИХ СКЛАДАХ И В МАГАЗИНАХ ИЗДАНИЯ
ОНТИ-ГНТИУ НА РУССКОМ И УКРАИНСКОМ ЯЗЫКАХ
ПО СЛЕДУЮЩИМ ВОПРОСАМ:

Технико-теоретическая литература

(Математика, физика, механика, астрономия).

Энергетика

(Теплотехника, электротехника, гидротехника).

Машиностроение и металлообработка

(Теоретические вопросы; испытание материалов; машиностроение, тракторостроение; конструкция, расчет, использование станков, технология металлов, инструментальное, слесарное, кузнечное дело).

Металлургия

(Металловедение, металлургия чугуна, стали; ферросплавы, чугунолитейное дело, прокатка и волочение).

Горно-рудное дело

(Уголь, торф, руда; проходка шахт; эксплуатация месторождений; механизация горных работ; обогащение).

Строительное дело

(Стройматериалы, конструкции, основания и фундаменты, строительная механика, санитарная техника, водоснабжение).

Кокс и химия

(Неорганическая, органическая, коллоидная, аналитическая химия; основная химическая промышленность; коксохимическая промышленность).

Транспорт

(Железнодорожный и безрельсовый транспорт—эксплуатация, ремонт, постройка дорог).

Связь

(Телеграф, телефон—эксплуатация, ремонт; линейные сооружения; радиотехника).

**ЗАКАЗЫ НАПРАВЛЯТЬ В МЕСТНЫЕ ОТДЕЛЕНИЯ
КНИГОСБЫТА ОНТИ**

ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть
13	1 сн.	которому могут подвергаться	которые могут претерпевать
20	8 сн.	равновесных	равноосных
20	4 "	фиг. 17	фиг. 16
20	3 "	фиг. 16	фиг. 17
24	3 "	числа заключить,	числа фаз заключить
49	23—24 "	вблизи эвтектики	наряду с эвтектикой
58	3 св.	$AmBn +$	$AmBn \rightarrow$
72	2 "	$BiGeI$	$BiGeI$
72—73	1 ед., 1 св.	35, 30 и 39	36 и 44
75	12 сн.	$E'E$	$E'E$
105	Подпись к фиг. 81.	(цементита = Fe_3C + ледебурит)	(цементит = Fe_3C) + ледебурит
128	11 сн.	с содержанием	при содержаниях
131	фиг. 118	правую точку B на горизонтали BB нужно заменить на D	
	Подпись к фиг. 118		■
138	фиг. 123	на линии солидуса AB пропущена точка H	
145	3 св.	эвтектики	эвтектической
149	5, 40 и 13 сн.	$FeSn$	Fe_3Sn
153	18 св.	(феррит + эвтектика)	(феррит) + эвтектика
154	20—21 св.	раствора FeS , FeO .	раствора, FeS и FeO .
154	5 сн.	заэвтектондвых	заэвтектических
167	10—11 сн.	обозначен пунктиром	обозначено точками
186	25 св.	u	a
186	26 "	u	u
188	фиг. 165	платинородный	платино-родий
249	3 св.	объектива	объекта
260	13 сн.	прибавлена	добавлена
261	3 "	U	V
273	фиг. 253, а	Необходимо обозначить нижнюю призму с полным внутр. отражением буквою G	
285	10—11 св.	положение, на шлифе	положение на шлифе
291	11—12	пластинки	отпечатки
291	15 св.	его	ее
351	фигуры 371 и 372	поменять подписи под фигурами, оставив фигуры на месте	поменять подписи под фигурами, оставив фигуры на месте
354	Подпись к фиг. 379	закаленного цементитового изделия	на закаленном цементитовом изделии
370	Табл. 16 последняя графа		
389	12 св.		140 железа

15-5-2

Цена 5 руб. 30 коп.

Переплет 68 коп.

ОБРАБ.-5

4

2273

343

