

ИЗВѢСТІЯ

ТОМСКАГО

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАГО ИНСТИТУТА

Императора Николая II.

Томъ тридцать шестой.

1914.

№ 4.

ТОМСКЪ.

Типо-литôграфіи Сибирскаго Т-ва Печатнаго Дѣла уг. Дворянской ул. и Ямск. пер. с. д.

1915.

ИЗВѢСТІЯ

ТОМСКАГО

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАГО ИНСТИТУТА

Императора Николая II.

Томъ тридцать шестой.

1914.

№ 4.

ТОМСКЪ.

Типо-литографія Сибирскаго Т-ва Печатнаго Дѣла уг. Дворянской ул. и Ямск. пер. с. д.

1915.

ОГЛАВЛЕНІЕ.

Отдѣлъ I.


Стр.

Гутовскій, Н. В. —Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ. Часть I съ 6-ю таблицами	I +1—69.
Тихоновъ, Т. И. —О бабитахъ. Съ 12 таблицами	I +1—76
Норовинъ М. К. —Кударинскій районъ сѣверной Монголіи. Съ картой	1—33

Содержаніе томовъ I—X помѣщено въ приложеніи къ тому X, 1908 г.

Содержаніе томовъ XI—XX помѣщено въ приложеніи къ тому XXI, 1911 г.

Содержаніе томовъ XXI—XXX помѣщено въ приложеніи къ тому XXX, 1913 г.



Н. В. ГУТОВСКИЙ.

КЪ ТЕОРИИ СИСТЕМЫ:

ЖЕЛЪЗО-УГЛЕРОДЪ.

ЧАСТЬ I.

Плавленіе и затвердѣваніе желѣзо-углерод-сплавовъ
(съ 23 фиг. въ текстѣ, 6-ю фототип. и 3 литогр. таблицами).



ТОМСКЪ.

Сибирское Т-во Печатнаго Дѣла, уг. Дворянской и Ямск. пер., соб. д.

1914.

О Г Л А В Л Е Н І Е

Часть I.

Плавление и затвердѣваніе желѣзо-углеродъ-сплавовъ.

	Страница.
Оглавленіе.	III
Отъ автора	У
I. ВВЕДЕНІЕ (процессы затвердѣванія и плавленія)	1
А. Затвердѣваніе	2
В. Плавленіе	4
II. ДІАГРАММА СОСТОЯНІЯ ЖЕЛѢЗО-УГЛЕРОД-СПЛАВОВЪ	7
III. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПОВѢРКА ДІАГРАММЫ СОСТОЯНІЯ ЖЕЛѢЗО-УГЛЕРОД-СПЛАВОВЪ	13
А. Опредѣленіе точекъ начала и конца затвердѣванія сплавовъ	13
I. Кривыя охлажденія	13
1) Причина отсутствія критическихъ точекъ начала затвердѣванія гиперэвтектическихъ сплавовъ	16
2) Отсутствие перелома на кривыхъ охлажденія для опредѣленія конца затвердѣванія доэвтектическихъ сплавовъ	18
II. Методъ закалки	22
1) Опыты закалки	24
2) Микроскопическое изслѣдованіе пробъ закалки	29
3) Діаграмма состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ	31
В. Опыты цементациі	37
IV. ТЕОРІЯ ПЛАВЛЕНІЯ И ЗАТВЕРДѢВАНІЯ ЖЕЛѢЗО-УГЛЕРОД-СПЛАВОВЪ	47
а) Теорія Нейп'а	47
б) Теорія Гоеренс'а	50
в) Опытное изслѣдованіе процесса плавленія чугуновъ	52
г) Теорія плавленія и затвердѣванія чугуновъ	58
1) Плавленіе сѣрого чугуна	58
2) Плавленіе бѣлаго чугуна	62
3) Процессы затвердѣванія	63
V. ЗАКЛЮЧЕНІЕ	65
Таблица микрофотографій	67
Перечень литературныхъ источниковъ	68

ОТЪ АВТОРА.

Настоящая работа была исполнена въ Metallургическомъ Институтѣ Ахенскаго Политехникума въ 1908 и 1909 г. Предварительное сообщеніе о ней было опубликовано въ журналѣ *Metallurgie* (1909 г. стр. 731 и 737) въ концѣ 1909-го года. По независящимъ отъ автора обстоятельствамъ полный русскій текстъ появляется въ печати черезъ значительный промежутокъ времени съ момента опубликованія работы въ Германіи. За это время въ спеціальной технической литературѣ появился рядъ работъ, посвященныхъ теоріи желѣзо-углерод-сплавовъ. Эти работы частью подтверждаютъ, частью критикуютъ данныя автора и даютъ при этомъ богатый новый матеріалъ, освѣщающій сложную систему желѣзо-углеродъ. Авторъ счелъ болѣе правильнымъ опубликовать исполненную имъ работу въ томъ видѣ, въ какомъ она была закончена въ 1909 г. и сдѣлать къ ней добавленіе (часть II), которое должно заключать въ себѣ обзоръ новаго экспериментальнаго матеріала и критическую оцѣнку новыхъ данныхъ.

КЪ ТЕОРИИ СИСТЕМЫ: ЖЕЛЪЗО-УГЛЕРОДЪ.

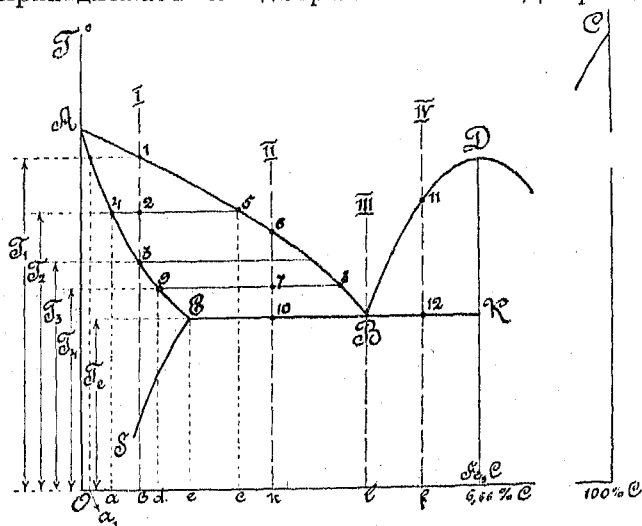
Н. В. Гутовскій.

ЧАСТЬ I.

Плавленіе и затвердѣваніе желѣзо-углерод-сплавовъ.

I. Введеніе.

Въ настоящее время можно считать установленными фактами, 1) что желѣзо съ углеродомъ образуетъ химическое соединеніе: карбидъ желѣза Fe_3C , или такъ называемый цементитъ, и 2) что аллотропическая модификація: γ —желѣзо способно растворять въ себѣ этотъ карбидъ въ определенныхъ въ зависимости отъ температуры количествахъ, образуя твердый растворъ, или такъ называемые *смѣшанные кристаллы*. Эти двѣ характерныя черты системы желѣзо-углеродъ обуславливаютъ собою типъ діаграммы состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ. Согласно классификаціи *В. Воогевортъ'a элементы, образующіе между собой химическое соединеніе*, растворимое въ жидкой фазѣ и совершенно нерастворимое въ твердой, слѣдуютъ діаграммѣ типа $Va^1)$, а элементы, образующіе неполный рядъ смѣшанныхъ кристалловъ, принадлежатъ къ діаграммѣ типа V. Діаграмма желѣзо-углерод-спла-



Фиг. 1.

вовъ, совмѣщающихъ въ себѣ признаки типа V и Va , естественно является комбинаціей этихъ двухъ типовъ и поэтому должна имѣть видъ, представленный на фиг. 1.

До настоящаго времени²⁾ не удается получить чистыхъ сплавовъ желѣза съ углеродомъ съ содер-

¹⁾ ч. II, стр. 20.

²⁾ Относится къ 1909 г. О сплавахъ съ большимъ количествомъ углерода будетъ указано въ части II.

жаніемъ углерода больше чѣмъ 6,66%, поэтому при разсмотрѣніи во-просовъ, касающихся желѣзо-углерод-сплавовъ фактически приходится имѣть дѣло лишь съ небольшой областью полной диаграммы: $Fe + C$ — областью въ предѣлахъ отъ 0% до 6,66% углерода.

Процессъ затвердѣванія и плавленія системы изъ двухъ элемен-товъ, подчиняющихся диаграммѣ типа фигуры I-ой, несложенъ и проис-ходитъ слѣдующимъ образомъ.

А. Затвердѣваніе. Начало затвердѣванія всѣхъ сплавовъ отъ A до D совершается при температурахъ, опредѣляемыхъ пересѣченіемъ ординаты состава сплава съ линиями AB или BD , носящими назва-ніе, „*liquidus*“. Температура конца затвердѣванія опредѣляется пере-сѣченіемъ тѣхъ же ординатъ состава съ линиями AE и EK , называемыми „*solidus*“. Такимъ образомъ, процессъ затвердѣ-ванія совершается въ опредѣленномъ интервалѣ температуръ, различномъ для разныхъ по составу сплавовъ, и заключается въ томъ, что изъ жидкаго сплава по мѣрѣ пониженія температуры выкристал-лизовывается затвердѣвающей элементъ, нарастая количественно и измѣняясь качественно, т. е. по составу. Для болѣе детальнаго уясне-нія процесса затвердѣванія прослѣдимъ его ходъ у четырехъ сплавовъ, обозначенныхъ римскими цифрами I, II, III, IV. Затвердѣваніе спла-вовъ съ содержаніемъ элемента D отъ 0% до Oe происходитъ слѣдую-щимъ образомъ: сплавъ I начинаетъ затвердѣвать въ точкѣ I, т. е. при температурѣ T_1 . При этой температурѣ изъ него начинаютъ вы-дѣляться „смѣшанные кристаллы“ состава Oa_1 , представляющіе изъ себя твердый растворъ Oa_1 % элемента D въ $(100 - Oa_1)$ % элемента A . По мѣрѣ пониженія температуры выдѣляются новыя порціи смѣ-шанныхъ кристалловъ, составъ которыхъ измѣняется, слѣдуя *solidus*'у AE . Вслѣдствіе выдѣленія этихъ смѣшанныхъ кристалловъ, измѣняет-ся составъ и жидкой части (фазы) сплава, передвигаясь вправо по *liquidus*'у AB ; такимъ образомъ, при нѣкоторой температурѣ T_2 сплавъ, при условіи *достаточно медленнаго* охлажденія, будетъ состоять изъ смѣшанныхъ кристалловъ состава Oa и жидкой фазы состава Oc . При этой температурѣ (и атмосферномъ давленіи) согласно закону фазъ *Gibbs*'а¹⁾ разсматриваемый сплавъ представляетъ унивариантную си-стему:

$$F = K - P + 1 = 2 - 2 + 1 = 1,$$

которая при заданномъ составѣ сплава можетъ находиться въ равно-вѣсіи только при одной опредѣленной температурѣ. Такое равновѣсіе достигается при условіи *достаточно медленнаго* охлажденія, такъ какъ

¹⁾ См. стр. 11.

всѣ смѣшанные кристаллы, выдѣлившіеся въ интервалѣ температуръ $T_1 - T_2$ и отличные по составу отъ кристалловъ точки 4, содержащихъ $Oa^0/0$ элемента D , должны имѣть достаточно времени, чтобы сравнять свой составъ съ кристаллами точки 4 на счетъ жидкой части сплава. При послѣдующемъ охлажденіи отъ точки 2 внизъ будетъ происходить дальнѣйшее выдѣленіе смѣшанныхъ кристалловъ до тѣхъ поръ, пока сплавъ не достигнетъ температуры T_3 (точки 3), при которой послѣднія капли жидкости затвердѣютъ и весь сплавъ будетъ представлять *однородное* твердое тѣло—твердый растворъ $Ob^0/0$ элемента D въ элементѣ A . Количество смѣшанныхъ кристалловъ и количество жидкой части сплава, находящіяся въ равновѣсіи при какой нибудь данной температурѣ, напримѣръ, T_2 , опредѣляется изъ слѣдующаго установленнаго въ теоріи сплавовъ соотношенія:

$$\frac{\text{кол. смѣш. крист.}}{\text{кол. жидкой фазы}} = \frac{2,5}{4,2}$$

Это соотношеніе показываетъ, что количество смѣшанныхъ кристалловъ (въ 100 частяхъ сплава), опредѣляемое горизонтальнымъ отрѣзкомъ между ординатой сплава и линіей *liquidus*'а увеличивается во время процесса затвердѣванія отъ $0^0/0$ (точка 1) до $100^0/0$ (точка 3). Количество жидкой фазы соотвѣтственнымъ образомъ убываетъ отъ $100^0/0$ (точка 1) до $0^0/0$ въ точкѣ 3.

Совершенно подобнымъ образомъ идетъ процессъ затвердѣванія и сплавовъ состава отъ $Oe^0/0$ до $0^0/0$ элемента D . Отличіе отъ только что разсмотрѣннаго случая будетъ имѣть мѣсто только въ моментъ конца затвердѣванія, когда сплавъ состоитъ изъ смѣшанныхъ кристалловъ *предѣльнаго* состава Oe (точка E) и жидкой фазы *эвтектическаго* состава Ol въ отношеніи:

$$\frac{\text{смѣш. кристаллы}}{\text{эвтектич. жидк.}} = \frac{10 B}{E 10}$$

При эвтектической температурѣ T_c жидкая эвтектическая часть сплава, какъ система *новваріантная*, затвердѣетъ при постоянной температурѣ и сплавъ II, послѣ окончанія процесса затвердѣванія при температурѣ T_c , будетъ представлять изъ себя смѣсь изъ твердой эвтектики и смѣшанныхъ кристалловъ предѣльнаго состава.

Линія SE на фиг. 1 показываетъ, что растворимость элемента D въ элементѣ A (достигши при T_c своего *maximum*'а) при пониженіи температуры отъ T_c уменьшается, а поэтому смѣшанные кристаллы всѣхъ сплавовъ состава отъ $0^0/0$ до $Oe^0/0$ будутъ выдѣлять (въ затвердѣвшемъ уже состояніи) элементъ D , начиная съ той температуры, которая опредѣляется точкой пересѣченія ординаты ихъ состава съ

линією SE , смѣшанные же кристаллы сплавовъ состава отъ Oe до O будутъ выдѣлять элементъ D , начиная отъ температуры T_c .

Эвтектической сплавъ III, представляющей собою при температурѣ T_c инвариантную систему:

$$F = K - P + 1 = 2 - 3 + 1 = 0,$$

затвердѣетъ при постоянной температурѣ T_c .

Наконецъ, сплавъ IV будетъ затвердѣвать также, какъ и сплавъ II съ тою лишь разницей, что при температурѣ начала затвердѣванія (точка 11) изъ него будетъ выкристаллизовываться элементъ D и поэтому въ затвердѣвшемъ состояніи сплавъ будетъ представлять смѣсь изъ кристалловъ элемента D и эвтектики B въ отношеніи:

$$\frac{\text{кристаллы } D}{\text{эвтектика } B} = \frac{B}{12} \frac{12}{K}.$$

В. Плавленіе. Плавленіе рассматриваемой системы элементовъ совершается въ порядкѣ, обратномъ только что рассмотрѣнному при процессѣ затвердѣванія. Сплавы начинаютъ плавиться, когда температура ихъ достигаетъ линій AE и EK . Процессъ плавленія оканчивается на линіяхъ AB и BD . Такимъ образомъ, плавленіе происходитъ въ опредѣленномъ интервалѣ температуръ. У сплавовъ, не содержащихъ эвтектики, смѣшанные кристаллы плавятся, выдѣляя изъ себя жидкую фазу, составъ которой, а равнымъ образомъ и составъ самихъ кристалловъ съ повышеніемъ температуры измѣняется, слѣдуя линіямъ *liquidus*'а и *solidus*'а совершенно такъ же, какъ это было показано для процесса затвердѣванія. Такъ на примѣръ, сплавъ I начнетъ плавиться въ точкѣ 3. Въ точкѣ 2 (при температурѣ T_2) онъ будетъ состоять изъ смѣшанныхъ кристалловъ состава Oa и жидкой фазы состава Oc . Въ точкѣ I процессъ плавленія окончится. Въ сплавахъ, содержащихъ эвтектику (сплавы типа II, IV), первоначально плавится при постоянной температурѣ эвтектика, а затѣмъ въ ней начинаютъ растворяться смѣшанные кристаллы (или элементъ D). Процессъ плавленія совершается въ опредѣленномъ для каждаго сплава интервалѣ температуръ при измѣняющемся составѣ жидкой фазы и смѣшанныхъ кристалловъ.

Изъ рассмотрѣнія процессовъ затвердѣванія и плавленія слѣдуетъ, что всѣ сплавы начинаютъ затвердѣвать при различныхъ въ зависимости отъ состава сплава температурахъ, лежащихъ на линіяхъ AB и BD . Затвердѣваніе оканчивается при различныхъ температурахъ (*solidus* AE) у сплавовъ, не содержащихъ эвтектики, и при постоянной температурѣ T_c (линія EK) у сплавовъ, содержащихъ эвтектику. И обратно: процессъ плавленія начинается при различныхъ темпера-

турахъ (*solidus AE*) у сплавовъ безъ эвтектики и при постоянной эвтектической температурѣ T_e у сплавовъ съ эвтектикой. Конецъ плавленія различныхъ сплавовъ совершается при различныхъ температурахъ (линіи *AB* и *BD*).

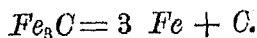
Изложенный выше ходъ процессовъ плавленія и затвердѣванія является *идеальнымъ* и можетъ имѣть мѣсто только тогда, когда 1) сплавъ нагрѣвается или охлаждается достаточно медленно для того, чтобы процессы растворенія и диффузіи имѣли время совершиться въ ихъ полномъ объемѣ, 2) когда приняты мѣры для предотвращенія явленія переохлажденія и 3) когда элементы, входящіе въ составъ сплава, какъ на примѣръ химическое соединеніе *D*, не подвергаются разложенію при высокихъ температурахъ періода затвердѣванія или плавленія.

I. Процессъ затвердѣванія отклоняется, обыкновенно, отъ разсмотрѣннаго идеальнаго хода въ томъ смыслѣ, что выдѣляющіеся смѣшанные кристаллы не успѣваютъ, вслѣдствіе недостаточно медленнаго охлажденія, выравнять свой составъ съ кристаллами послѣдующихъ выдѣлений и поэтому 1) затвердѣвшій твердый растворъ не представляется совершенно однороднымъ и 2) измѣненіе количества жидкой фазы не слѣдуетъ условіямъ равновѣснаго состоянія системы, т. е. при данной температурѣ ея остается болѣе, чѣмъ этого требуетъ теоретическая діаграмма. Однако, путемъ очень медленнаго охлажденія или соответствующаго отжига можно уничтожить указанное явленіе неоднородности въ такой мѣрѣ, что полученный сплавъ (твердый растворъ) можно *практически* считать совершенно однороднымъ.

II. Явленія переохлажденія, вообще говоря, не затемняютъ картины процесса затвердѣванія, и ихъ удастся устранить медленнымъ охлажденіемъ и прививкой (*Impfen*) кристалловъ.

III. Весьма серьезную роль для правильнаго хода процессовъ затвердѣванія и плавленія имѣетъ третье изъ указанныхъ условій: нестойкость химическаго соединенія при высокихъ температурахъ. Такая нестойкость лежитъ въ природѣ составляющихъ сплавъ элементовъ; ее при извѣстныхъ условіяхъ нельзя предотвратить: химическое соединеніе разлагается и реакція разложенія совершенно нарушаетъ разсмотрѣнный выше теоретическій ходъ затвердѣванія. Последнее имѣетъ какъ разъ мѣсто въ желѣзо-углерод-сплавахъ.

Въ системѣ $Fe + C$ химическое соединеніе -- карбидъ желѣза (Fe_3C) нестойкъ при высокихъ температурахъ области плавленія и затвердѣванія. Онъ распадается на составляющіе его элементы согласно формулѣ:

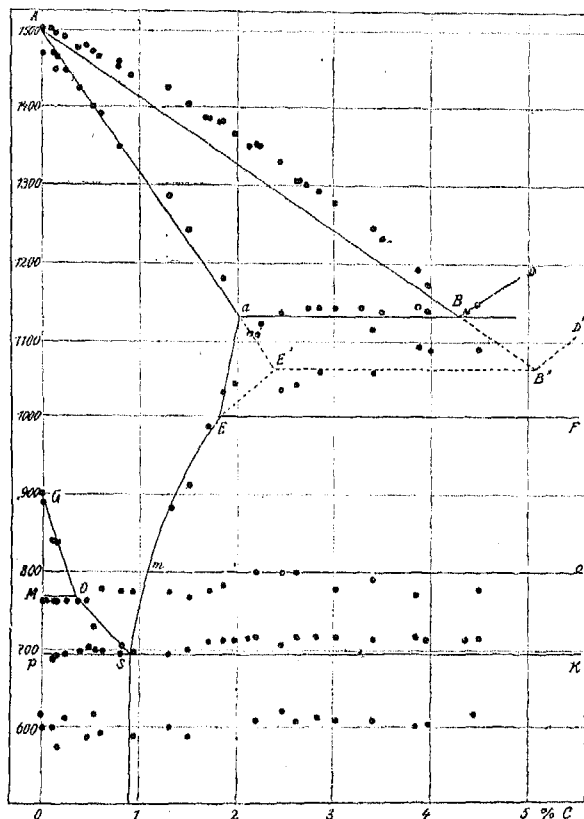


Освобождающийся углеродъ выдѣляется въ видѣ графита или углерода отжига, и такимъ образомъ процессъ затвердѣванія *сопровождается процессомъ графитовыдѣленія*. Но выдѣляющееся желѣзо $3Fe$ (въ видѣ модификаціи γ) при температурѣ распада карбида не остается интактнымъ по отношенію къ углероду и карбиду и образуетъ съ ними твердый растворъ, измѣняя такимъ образомъ составъ общей массы смѣшанныхъ кристалловъ. Обѣ указанныя реакціи: распаденіе карбида и науглероживаніе желѣза (цементация) совершаются съ опредѣленной скоростью и поэтому процессы затвердѣванія и плавленія усложняются еще болѣе влѣдствіе вліянія на ихъ протеканіе скорости охлажденія и нагрѣванія системы.

Процессы плавленія и затвердѣванія въ системѣ желѣзо-углеродъ настолько сложны, а экспериментальное изслѣдованіе ихъ представляетъ столько непреодолимыхъ трудностей, что до настоящаго времени, несмотря на большое число работъ, посвященныхъ изученію этой системы, *не существуетъ* теоріи, которая съ полной ясностью и неопровержимостью освѣщала бы и объясняла всѣ темныя, неясныя и потому спорныя явленія, наблюдаемыя при плавленіи и затвердѣваніи чугуновъ. Въ виду теоретической и практической важности пониманія сущности явленій, происходящихъ при термической обработкѣ наиболее распространенныхъ въ техникѣ металловъ желѣза, стали и чугуна, авторъ полагаетъ, что экспериментальныя изслѣдованія въ этой области необходимы, и это побуждаетъ его опубликовать данныя произведенныхъ имъ опытовъ, имѣвшихъ въ виду разъясненіе вопроса плавленія и затвердѣванія желѣзо-углерод-сплавовъ.

II. Диаграмма состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ.

Диаграмма состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ была впервые опубликована въ 1899 г. *Roberts-Austen'омъ* ³⁾ *) Въ 1900 г. появилась знаменитая работа *Bakhuis Roozeboom'a*: „*Eisen und Stahl vom Standpunkte der Phasenlehre*“⁴⁾, въ которой *B. Roozeboom* на основаніи разработанной имъ теоріи твердыхъ растворовъ сопоставилъ данныя *Osmond'a* и *R. Austen'a* и, приведя имѣющійся экспериментальный матеріалъ въ стройный порядокъ, предложилъ новый видъ диаграммы, изображенный на фиг. 2. (Фиг. 2 представлена въ томъ видѣ, въ какомъ она помещена въ работѣ *Carpenter'a* и *Keeling'a* ⁵⁾).



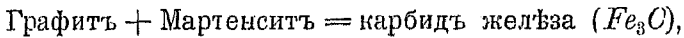
Фиг. 2.

Въ этой диаграммѣ которую необходимо признать фундаментомъ для послѣдующаго развитія теоріи желѣзо-углерод-сплавовъ, *B. Roozeboom* провелъ линіи *AE'*, *EF* и *от* на основаніи исключительно теоретическихъ соображеній о ходѣ процесса затвердѣванія. Изъ этихъ линій линія конца затвердѣванія *Aa* до сихъ поръ не получила экспериментальнаго подтвержденія, такъ какъ данныя *Carpenter'a* и *Keeling'a*, вслѣдствіе отсутствія въ ихъ работѣ кривыхъ охлажденія, нельзя признать вполне достоверными. Это предположеніе о недостоверности данныхъ

*) Подробный обзоръ историческаго развитія диаграммы желѣзо-углерод-сплавовъ будетъ помѣщенъ во второй части работы въ связи съ критическимъ разборомъ данныхъ отдѣльныхъ исследователей.

названныхъ изслѣдователей тѣмъ болѣе вѣроятно, что оны, поставивши своей задачей экспериментально подтвердить діаграмму *B. Roozeboom*'а, нашли точки, принадлежащія линиямъ *aE* и *то*, отсутствие которыхъ въ діаграммѣ съ несомнѣнностью доказано позднѣйшими изслѣдователями.

Линія *EF*, которая по предположенію *B. Roozeboom*'а должна соотвѣтствовать образованію карбида по реакціи:



подверглась критикѣ со стороны цѣлаго ряда изслѣдователей, такъ какъ предложенное *B. Roozeboom*'омъ объясненіе образованія карбида желѣза противорѣчило даннымъ практики и экспериментальныхъ наблюденій. Самъ *B. Roozeboom* въ 1904 г., въ письмѣ по поводу работы *Carpenter*'а и *Keeling*'а отказался отъ предложеннаго имъ ранѣе толкованія линіи *EF*, но оставилъ эту линію въ своей діаграммѣ, указывая, что она должна соотвѣтствовать выдѣленію цементита изъ смѣшанныхъ кристалловъ съ 2% *C*. Однако, новѣйшія изслѣдованія и въ особенности работы *Wüst*'а⁶⁾ съ совершенной очевидностью доказали, что линія *EF*, а также и *то* въ діаграммѣ желѣзо-углерод-сплавовъ не существуютъ. Съ исчезновеніемъ линіи *EF* теряетъ свой смыслъ существованіе отрезка *aE*, который по *B. Roozeboom*'у долженъ изображать предѣлъ растворимости графита въ смѣшанныхъ кристаллахъ. Обыкновенно эта линія, о чемъ ниже будетъ рѣчь, въ новѣйшихъ діаграммахъ протекаетъ самостоятельно, лѣвѣе *SE*—почти ей параллельно.

Пунктирные линіи на діаграммѣ *B. Roozeboom*'а относятся къ случаю переохлажденія системы, при которомъ конецъ затвердѣванія совершается при болѣе низкой температурѣ.

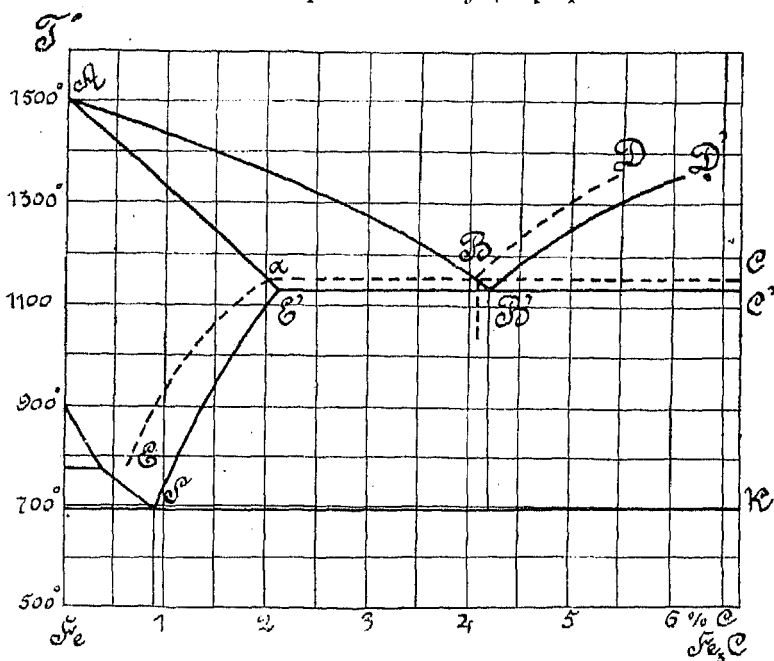
Если внести въ діаграмму *B. Roozeboom*'а только что указанныя и безусловно необходимыя измѣненія, то она приметъ видъ, предложенный *C. Benedicks*'омъ и представленный на фиг. 3.

Значеніе сплошныхъ и пунктирныхъ линій въ этой діаграммѣ слѣдующее*). По мнѣнію *B. Roozeboom*'а, поддерживаемому *Neum*'омъ, *Benedicks*'омъ и друг., при охлажденіи желѣзо-углерод-сплавовъ необходимо различать два случая: медленное охлажденіе и быстрое охлажденіе (переохлажденіе). При медленномъ охлажденіи по линіи *AB* выдѣляются смѣшанные кристаллы *K_g*, представляющіе твердый растворъ элементарнаго углерода въ γ —желѣзѣ. По линіи *BD* выдѣляется

*) Значеніе линій *BD*, *B'D'* и другихъ на фиг. 2 и 3 одинаково, пунктирные же ихъ обозначенія обратны другъ другу.

элементарный углерод въ видѣ графита. Точка *B* соответствуетъ эвтектикѣ:

смѣшанные кристаллы $K_{\gamma} + \text{графитъ}$.



Фиг. 3.

Линія Ea указываетъ предѣлъ растворимости элементарнаго углерода въ γ —железѣ.

При быстромъ охлажденіи по линіи AB выделяются смѣшанные кристаллы K_c твердаго раствора карбида железа (цементита) въ γ —железѣ. По линіи $B'D'$ выделяется цементитъ и въ точкѣ B' образуется эвтектика:

смѣшанные кристаллы $K_c + \text{цементитъ}$.

Линія SE' даетъ предѣлъ насыщенія γ —железа цементитомъ. Продуктомъ такого быстрого охлажденія является извѣстный въ техникѣ бѣлый чугунокъ.

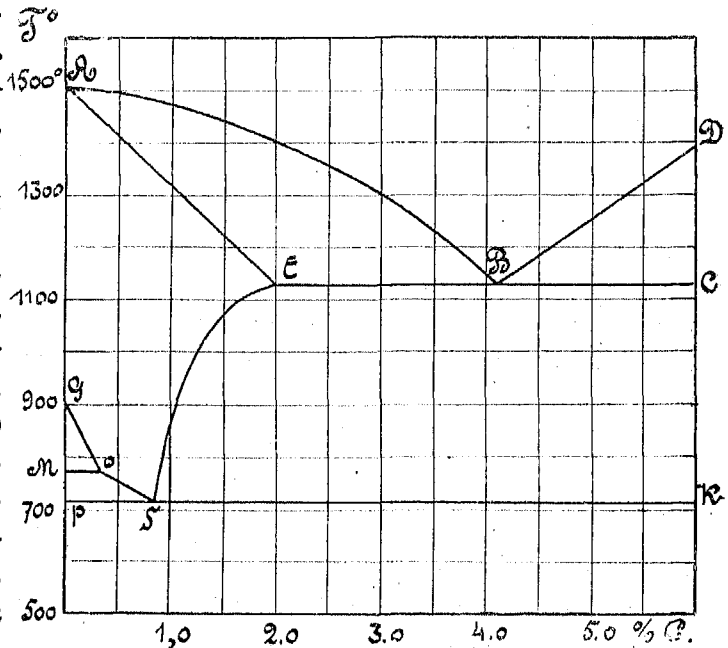
Полученные быстрымъ охлажденіемъ сплавы считаются неустойчивыми—метастабильными, имѣющими стремленіе принять стабильную форму, въ которой углеродъ находится въ элементарномъ видѣ и которая получается въ практикѣ при медленномъ охлажденіи. Въ виду того, что растворимость стабильной формы какого нибудь элемента,—въ данномъ случаѣ углерода—согласно закону *Le Chatelier* меньше

растворимости метастабильной формы, то линия Ea должна по теоретическимъ требованіямъ находиться лѣвѣе линіи SE' , Практически положеніе линіи Ea не установлено.

Необходимо отмѣтить, что діаграмма *B. Roozeboom*'а подверглась критикѣ со стороны цѣлаго ряда изслѣдователей*). Въ нее внесены различныя дополненія и измѣненія, но основной пунктъ критики—вопросъ о появленіи графита—остается и до сихъ поръ спорнымъ.

По этому вопросу изслѣдователи раздѣлились на двѣ группы. Изъ нихъ, одни**) являются сторонниками такъ называемой „двойной“ діаграммы типа, показаннаго на фиг. 3: они разсматриваютъ графитъ, какъ продуктъ первичнаго выдѣленія углерода по линіи BD (фиг. 3) и тѣмъ самымъ признаютъ существованіе смѣшанныхъ кристалловъ K_g и эвтектики: $K_g +$ графитъ, полагая, что выдѣленіе цементита по линіи $B'D'$ и образованіе эвтектики: $K_c +$ цементитъ имѣютъ мѣсто лишь при быстромъ охлажденіи. Они такимъ образомъ считаютъ необходимымъ существованіе *двухъ* діаграммъ: одной для случая медленнаго охлажденія (стабильная система: пунктирныя линіи на фиг. 3) и другой для случая быстрого охлажденія (метастабильная система—сплошныя линіи).

Другая группа***) признаетъ теорію, предложенную *Goerens*'омъ заключающуюся въ томъ, что для системы желѣзо-углеродъ существуетъ только одна діаграмма, представленная на фиг. 4: независимо отъ скорости охлажденія при затвердѣваніи желѣзо-углерод. сплавовъ по линіи AB всегда выдѣляются кри-



фиг. 4.

*) Изъ числа изслѣдователей, занимавшихся изученіемъ діаграммы желѣзо-углерод-сплавовъ, необходимо отмѣтить слѣдующихъ: *Stanfield*⁸⁾, *Heyn*⁹⁾, *G. Charpy*¹⁰⁾, *Benedicks*⁷⁾, *Goerens*¹¹⁾, *Rüst*¹²⁾, *Howe*¹³⁾, *Витторфъ*¹⁴⁾ и др.

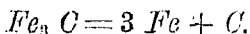
**) Представителями этой группы являются: *Heyn*, *Benedicks*, *Howe*.

***) Представители ея: *Goerens*, *Wüst*.

сталлы K_c , т. е. кристаллы твердаго раствора цементита въ γ —жельзѣ; по линіи BD *оседа* выдѣляется цементитъ (первичный). Существуетъ только одна эвтектика (Медобуритъ):

см. кристаллы $K_c +$ цементитъ,

которая затвердѣваетъ при постоянной температурѣ 1130° . Но въ виду того, что цементитъ, *не находящійся въ жидкомъ или твердомъ растворѣ*, весьма *нестоекъ* при температурахъ близкихъ къ затвердѣванію эвтектики, то онъ сейчасъ же послѣ своего выдѣленія распадается на составныя части:



Элементарный углеродъ (C) выдѣляется въ видѣ графита. Распаденію подвергается какъ первичный цементитъ, выдѣлившійся по линіи BD (фиг. 4), такъ и цементитъ эвтектики. Распаденіе тѣмъ полнѣе, чѣмъ медленнѣе совершается охлажденіе. Для того чтобы предотвратить распаденіе и получить бѣлый чугуны, необходимо сплавъ охладить быстро и именно такъ быстро, чтобы скорость охлажденія была больше скорости реакціи распаденія цементита. По теоріи *Goerens*'а не существуетъ первичнаго выдѣленія элементарнаго углерода, а потому не должно существовать ни смѣшанныхъ кристалловъ K_g ни эвтектики $K_g +$ графитъ. Появленіе графита въ сплавахъ есть явленіе распаденія цементита. Отсюда, какъ логическое слѣдствіе, вытекаетъ нендобность существованія двухъ отдѣльныхъ діаграммъ для стабильной и метастабильной системы, такъ какъ первая изъ нихъ получается путемъ распаденія второй въ случаѣ медленнаго охлажденія.

Само собой понятно, что объясненіе процессовъ затвердѣванія и плавленія существенно должно отличаться въ зависимости отъ того, какую изъ существующихъ теорій принять за основаніе.

Не входя въ подробную критику различныхъ теорій, что будетъ имѣть мѣсто во II части настоящей работы, авторъ считаетъ необходимымъ кратко указать тѣ основанія, которыя заставляютъ его быть сторонникомъ теоріи *Goerens*'а, а поэтому въ дальнѣйшемъ излагать процессы плавленія и затвердѣванія, исходя изъ теоріи „одной“ діаграммы.

Теорія „одной“ діаграммы не противорѣчитъ даннымъ практики о затвердѣваніи и плавленіи чугуновъ, наоборотъ, она легко разрѣшаетъ темныя стороны этихъ сложныхъ процессовъ. Многочисленныя данныя экспериментальныхъ изслѣдованій согласуются съ этой теоріей. Изслѣдованія автора¹⁵⁾ совмѣсто съ *Goerens*'омъ о графитообразованіи подтвердили основное положеніе теоріи о распаденіи карбида

въ моментъ затвердѣванія эвтектики. Наоборотъ, теорія двойной діаграммы до сихъ поръ не подтверждена экспериментально: не опредѣлены точно кривыя соответствующаго стабильнаго и метастабильнаго хода затвердѣванія, не установлена эвтектика: графитъ + смѣшанные кристаллы K_g , не указана разница между кристаллами K_g и K_c и не доказано выдѣленіе графита по линіи BD (фиг. 3).

Какъ было упомянуто выше, въ діаграммѣ желѣзо-углерод-сплавовъ линія AE (фиг. 4) не подтверждена экспериментальными данными. Равнымъ образомъ не получила экспериментальнаго подтвержденія и линія BD . Прочія же линіи были систематически провѣрены лишь въ работѣ *Carpenter'a* и *Keeling'a*³⁾. Поэтому, при изслѣдованіи процессовъ плавленія и затвердѣванія, авторъ считалъ необходимымъ въ первую очередь произвести провѣрку той части діаграммы состоянія желѣзо-углеродъ-сплавовъ, которая имѣетъ отношеніе къ разсматриваемымъ процессамъ.

III. Экспериментальная повѣрка діаграммы состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ.

А. *Определение точекъ начала и конца затвердванія сплавовъ.*

I. Кривыя охлажденія.

Для провѣрки линій *AB*, *BD*, *AE* и *EC* (фиг. 4) были сняты кривыя охлажденія со сплавовъ съ различнымъ содержаніемъ углерода. Для приготовления сплавовъ служили слѣдующіе матеріалы:

1) Шведскій бѣлый чугувъ:

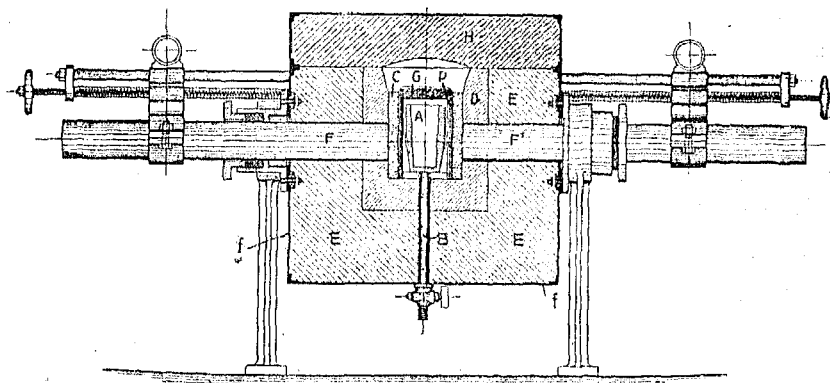
$C = 3,746\%$, $Si = 0,024\%$, $Mn = 0,180\%$, $P = 0,024\%$, и $S = 0,0076\%$.

2) Шведское желѣзо (*Nageleisen*):

$C = 0,040\%$, $Si = 0,023\%$, $Mn = 0,090\%$, $P = 0,032\%$ и $S = 0,005\%$.

3) Чистый графитъ (*Graphit puriss. v. Merck*).

Исходные матеріалы сплавились въ криптолевой печи, конструкция которой изображена на фиг. 5*)



Фиг. 5.

Печь представляетъ изъ себя желѣзный ящикъ *ff*, набитый огнеупорной шамотовой массой *E*. Внутренняя часть ея покрыта слоемъ магнезита *D*. Тигель *A* помещается въ цилиндрѣ *P* изъ марквардской массы, которая предохраняетъ тигель отъ соприкосновенія съ криптолемъ, заполняющимъ пространство между *P* и *D*. Токъ подводится въ печь посредствомъ двухъ угольныхъ электродовъ, сдѣланныхъ подвижными—для лучшей регулировки соприкосновенія ихъ съ слоемъ криптоля. Цилиндръ *P* закрывается дискомъ *G*, а вся печь

*) *Wüst* (16) стр. 76.

снабжена крышкой *H*. Снизу через трубку *B* въ печь можно вводить какой-нибудь газъ, въ атмосферѣ котораго ведется опытъ*).

Снятие кривыхъ производилось слѣдующимъ образомъ. Когда сплавъ достигалъ температуры 1500° , тигель быстро вынимался изъ печи и помещался въ сосудъ съ подогрѣтымъ до 500° трипеломъ. Въ сплавъ вводился черезъ отверстіе въ крышкѣ тигля термо-элементъ *Le Chatelier*, который при помощи опорнаго кольца на предохранительной трубкѣ устанавливался по оси тигля на разстояніи отъ дна, равномъ половинѣ высоты корольна. Всѣ корольковъ равняется $\infty 150\text{ gr.}$ Для снятія кривыхъ былъ взятъ новый термо-элементъ фирмы *Heraeus* съ провѣрочнымъ свидѣтельствомъ, по даннымъ котораго въ показанія температуръ были введены соответствующія поправки.

Съ каждаго сплава снимались двѣ кривыхъ: одна типа *Osmond'a* при помощи хронографа *Richards'a****) и другая обыкновенная при наблюденіи скорости охлажденія по секундомѣру.

Кривыя *Osmond'a*, при отмѣткѣ хронографа черезъ каждыя 10° , даютъ возможность опредѣлять температуру критическихъ остановокъ только съ точностью 10° , но такъ какъ эти кривыя отчетливо обозначаютъ критическія остановки, то онѣ снимались для контроля обыкновенныхъ кривыхъ, которыя *болѣе точно* даютъ температуру критическихъ точекъ, но менѣе ясно ихъ изображаютъ. Последнія кривыя въ количествѣ девяти представлены на фиг. 6.

Составъ полученныхъ сплавовъ, температуры критическихъ остановокъ и продолжительность ихъ даны въ слѣдующей таблицѣ I. См. таблицу I на стр. 15.

Изъ разсмотрѣнія кривыхъ охлажденія слѣдуетъ:

1) что на нихъ ясно отмѣчены.

а) Точки линіи *AB*—начала затвердѣванія сплавовъ.

б) Точки линіи *EC*, опредѣляющей конецъ затвердѣванія эвтектики

и в) Точки линіи *PK*—образованія перлита.

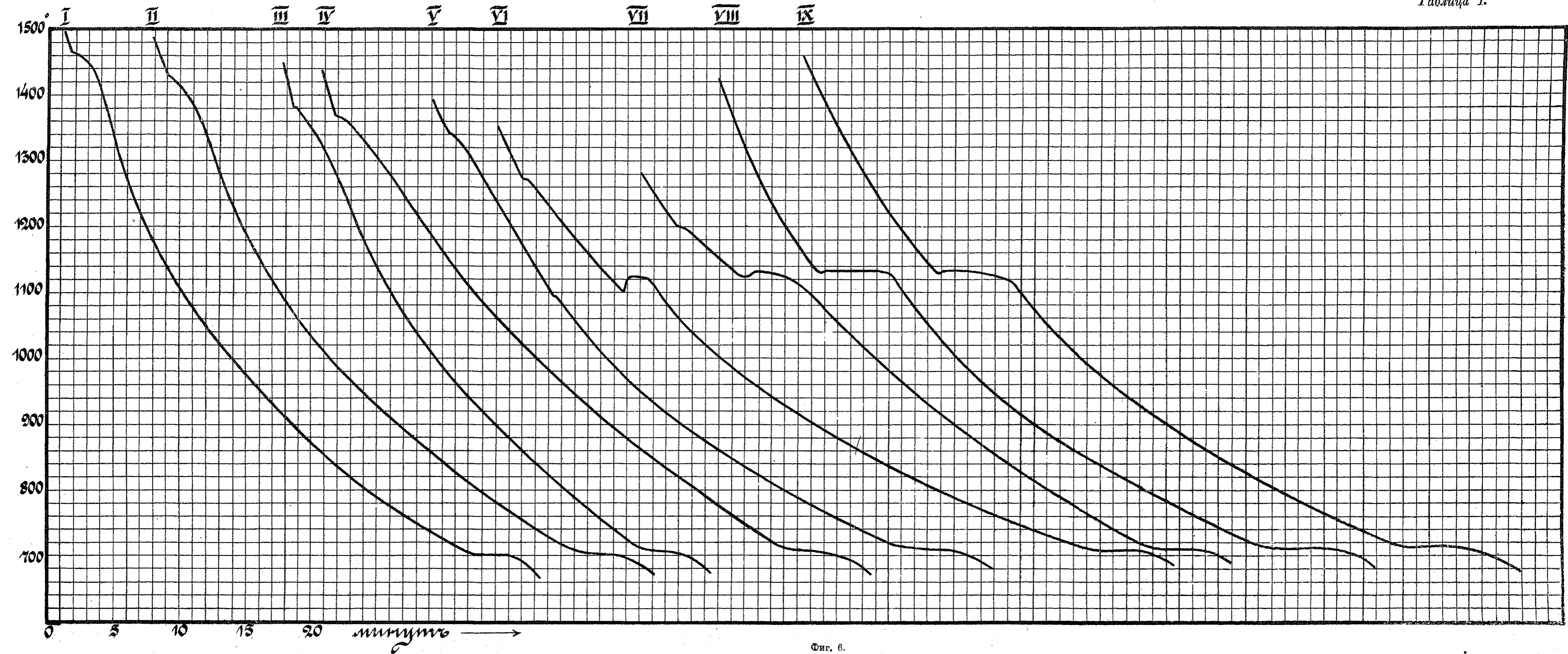
2) что кривыя не даютъ никакихъ указаній относительно:

а) температуръ начала затвердѣванія гиперэвтектическихъ сплавовъ (линія *BD*).

и б) температуръ конца затвердѣванія доэвтектическихъ сплавовъ отъ 0% до 2% *C* (линія *AE*).

*) Въ настоящихъ опытахъ последнее приспособленіе не использовалось, такъ какъ плавка велась въ атмосферѣ воздуха.

**) Описаніе смотр. *Goerens* (17) стр. 16.



Н. Гутоский. Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 6.

ТАБЛИЦА I*)

Сплав №	Химический составъ.						Температура остановокъ °С.			Продолжительность эвтектической остановки въ сек.	Микрофотография фигура №	Краткое описание строения сплавовъ.
	Весъ С %	Гра- фитъ %	Si %	Mn %	P %	S %	Начало затвер- дыванія.	Эвтектика (ледобуритъ).	Эвтектоидъ (Аг.)			
I	0,577	—	0,028	0,132	0,030	0,005	1465°	—	701°	—	7	Ферритъ и перлитъ.
II	1,071	—	0,030	0,125	0,032	0,005	1429°	—	703°	—	8	Перлитъ.
III	1,632	—	0,041	0,141	0,028	0,006	1381°	—	708°	—	9	Перлитъ и вторичный цементитъ.
IV	1,762	—	0,045	0,143	0,026	0,005	1369°	—	710°	—	10	Перлитъ съ вторичнымъ цементитомъ. Слѣды ледобурита.
V	2,165	0,282	0,045	0,160	0,022	0,006	1340°	1093°	709°	25	11	Количество ледобурита увеличивается.
VI	2,795	0,611	0,060	0,171	0,024	0,006	1272°	1123°	709°	110	12	Бѣлый чугунъ.
VII	3,677	2,263	0,064	0,172	0,023	0,007	1199°	1130°	710°	250	13	Сѣрый чугунъ.
VIII	4,626	3,413	0,090	0,181	0,024	0,007	—	1134°	710°	260	14	Сѣрый чугунъ. Грубые графитовыя пластинки.
IX	4,940	3,910	0,091	0,180	0,024	0,007	—	1134°	715°	225	15	Сѣрый чугунъ.

*) Строеіе сплавовъ I—IX представлено на таблицахъ микрофотографій (Фиг. 7—15).

Отсутствіе на кривыхъ охлажденія критическихъ остановокъ для построенія линий *BD* и *AE* фактъ давно наблюдаемый. Этихъ остановокъ совсѣмъ не было въ опытахъ автора, несмотря на тщательную съемку кривыхъ при пользованіи самыми тонкими изъ кварца предохранительными трубками, при медленномъ охлажденіи и достаточно большомъ количествѣ сплава.

1) *Причина отсутствія критическихъ точекъ начала затвердѣванія гиперэвтектическихъ сплавовъ* можетъ быть объяснена различно.

а) Если придерживаться теории графитообразованія *Goereus*'а и принять во вниманіе утвержденіе *Osmond*'а объ эндотермичности реакцій распаденія карбида желѣза, то отсутствіе критическихъ остановокъ можно объяснить тѣмъ, что теплота освобождающаяся при выдѣленіи кристалловъ карбида, компенсируется теплотой, идущей на ихъ распаденіе, которое совершается тотчасъ по ихъ выдѣленіи. Но утвержденіе *Osmond*'а объ эндотермичности реакціи распаденія карбида подлежитъ сомнѣнію, такъ какъ большинство изслѣдователей (*Moissan, Mylius, Schoene* и *Förster, Saniter, Frost, Hautfeuille*) считаютъ эту реакцію экзотермической, а потому и вышеуказанное объясненіе справедливо только постольку, поскольку является вѣрнымъ утвержденіе *Osmond*'а.

б). Разсмотрѣніе теоретическаго процесса затвердѣванія сплавовъ даетъ нѣкоторыя указанія, позволяющія утверждать, что точки начала затвердѣванія гиперэвтектическихъ сплавовъ должны быть выражены на кривыхъ охлажденія слабо, а поэтому онѣ обыкновенно и ускользаютъ отъ термическаго анализа.

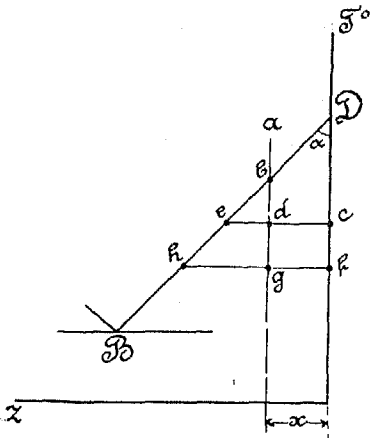
Дѣйствительно, критическая точка начала затвердѣванія, или такъ называемый переломъ кривой, обусловливается исключительно выдѣленіемъ теплоты кристаллизаціи. Само собой понятно, что этотъ переломъ будетъ тѣмъ яснѣе, чѣмъ больше выдѣляется теплоты въ начальный моментъ и въ періодъ кристаллизаціи. Количество же этой теплоты зависитъ отъ слѣдующихъ факторовъ:

- 1) отъ теплоты кристаллизаціи даннаго тѣла,
- 2) отъ способности тѣла къ переохлажденію,
- 3) отъ состава сплава и наклона *liquidus*'а.

Относительно перваго изъ этихъ факторовъ по отношенію къ желѣзо-углерод-сплавамъ точно ничего неизвѣстно. Отсутствіе критическихъ точекъ заставляетъ предполагать, что теплота кристаллизаціи карбида желѣза незначительна.

Отсутствіе критическихъ точекъ говоритъ и за то, что гиперэвтектические сплавы въ моментъ затвердѣванія не склонны къ переохла-

жденію. А такъ какъ переохлажденіе тѣлъ зависитъ отъ двухъ причинъ: отъ незначительной величины скорости самопроизвольной кристаллизаціи (*c. c. k.*)*) и отъ малой скорости развитія кристаллизаціи (*c. k.*), а также отъ относительнаго положенія *maximim*'а *c. c. k.* относительно кривой *c. k.*, то надо полагать, что *c. c. k.* и *c. k.* карбида значительны, а положеніе *maximim*'а *c. c. k.* находится при температурѣ, при которой величина *c. k.* достаточно велика, чтобы переохлажденіе не имѣло мѣста.



Фиг. 16.

и при охлажденіи на n° :

$$\frac{ntg x}{ntg \alpha + x}$$

Послѣднее выраженіе показываетъ, 1) что при данномъ составѣ x количество кристалловъ, выдѣляющихся при охлажденіи сплава на 1° , постепенно уменьшается; 2) что при переменномъ составѣ сплава количество кристалловъ, выдѣляющихся въ первый моментъ затвердѣванія тѣмъ больше, чѣмъ x меньше, т. е. чѣмъ ближе сплавъ по своему составу приближается къ чистому компоненту, и 3), что количество кристалловъ, выдѣляющихся въ первый моментъ затвердѣванія, тѣмъ больше, чѣмъ больше уголъ α , т. е. чѣмъ полже протекаетъ *liquidus*.

Само собой понятно, что переломъ на кривой охлажденія выражается тѣмъ яснѣе, чѣмъ больше выдѣляется кристалловъ въ первые моменты затвердѣванія.

Въ гиперэвтектическихъ желѣзо-углерод-сплавахъ перелома на кривыхъ охлажденія не наблюдается, и это необходимо приписать тому, что изслѣдуемые сплавы находятся недалеко отъ эвтектической

*) Ст. (14) стр. 275 и (18) стр. 131.

**) См. (14) стр. 273 и (19) стр. 156.

Наконецъ по поводу третьяго фактора необходимо указать слѣдующее:

Допустимъ**) для простоты разсмотрѣнія, что *liquidus* *BD* представляетъ собою прямую линію, составляющую уголъ α съ осью ординатъ (фиг. 16): пусть $bd = dg = 1^\circ$. тогда $ed = tg \alpha$, $gh = 2 tg \alpha$, и количества кристалловъ, выдѣляющихся изъ сплава a , при охлажденіи его на одинъ и на два градуса, выразятся слѣдующимъ образомъ:

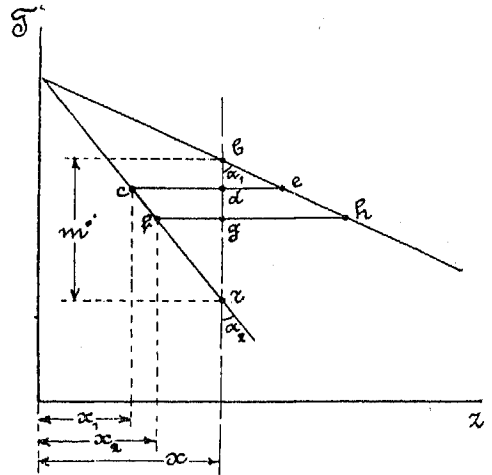
$$\frac{ed}{ce} = \frac{tg \alpha}{tg \alpha + x} \quad \text{и} \quad \frac{hg}{hf} = \frac{2 tg \alpha}{2 tg \alpha + x}$$

точки (условіе 2-е) и что, повидимому, *liquidus* круто подымается вверх (условіе 3). Хотя положеніе *liquidus*'а точно и не опредѣлено, но ему на діаграммахъ придаютъ видъ круто подымающейся вверхъ линіи, что и должно отвѣчать дѣйствительности.

Какъ разъ оба указанная обстоятельства обусловливаютъ незначительное количество кристалловъ, выдѣляющихся въ первые моменты затвердѣванія; теплота выдѣленія такого незначительнаго количества кристалловъ недостаточна для того, чтобы дать ясный переломъ на кривой охлажденія, и поэтому методъ термическаго анализа для опредѣленія линіи *BD* не даетъ положительныхъ результатовъ.

2) *Отсутствіе перелома на кривыхъ охлажденія для опредѣленія конца затвердѣванія доэвтектическихъ сплавовъ*, т. е. для построенія линіи *AE*, находятъ свое объясненіе въ слѣдующихъ соображеніяхъ.

Прослѣдимъ подобно предыдущему теоретическій ходъ затвердѣванія сплавовъ, образующихъ твердые растворы*). Допустимъ, что *liquidus* и *solidus* представляютъ изъ себя прямыя линіи (фиг. 17). Пусть $bd = dg = = 1^\circ$, тогда: $de = tg \alpha$, $gh = 2 tg \alpha$ и количества смѣшанныхъ кристалловъ, выдѣляющихся при охлажденіи на 1° и 2° , послѣдовательно равны:



Фиг. 17.

$$\frac{de}{ec} = \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_1 + (x - x_1)} \quad \text{и} \quad \frac{gh}{fh} = \frac{2 tg \alpha_1}{2 tg \alpha_1 + (x - x_2)}$$

и количество кристалловъ, выпадающихъ при пониженіи температуры на n° отъ точки *b*, равно:

$$\frac{ntg \alpha_1}{ntg \alpha_1 + (x - x_n)}$$

Изъ чертежа фиг. 17 слѣдуетъ, что:

$$x - x_1 = (m - 1) tg \alpha_2; \quad x - x_2 = (m - 2) tg \alpha_2 \quad \text{и} \quad x - x_n = (m - n) tg \alpha_2.$$

Подставивъ значенія $x - x_1$, $x - x_2$ и $x - x_n$ въ первые три равенства, получимъ:

*) См. (14) стр. 288.

$$\frac{de}{ec} = \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_2 \left[m - \left(1 - \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_2} \right) \right]}; \quad \frac{gh}{fh} = \frac{2 tg \alpha_1}{tg \alpha_2 \left[m - 2 \left(1 - \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_2} \right) \right]} \quad \text{и}$$

$$\frac{ntg \alpha_1}{tg \alpha_2 \left[m - n \left(1 - \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_2} \right) \right]}.$$

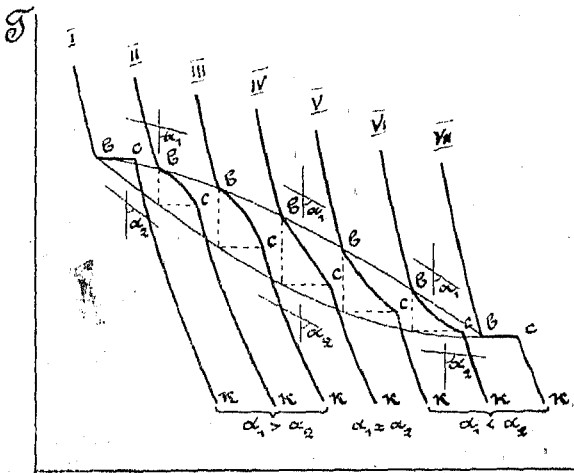
Изъ этихъ выраженій видно, что количество кристалловъ, выдѣляющихся во время процесса затвердванія, зависитъ отъ угловъ α_1 и α_2 , т. е. отъ характера и взаимнаго положенія *liquidus*'а и *solidus*'а.

Если $\alpha_1 > \alpha_2$, то величина $1 - \frac{tg \alpha_1}{tg \alpha_2}$ меньше единицы и поэтому знаменатель въ разсматриваемыхъ выраженіяхъ по мѣрѣ пониженія температуры увеличивается, т. е. количества кристалловъ, выпадающихъ при пониженіи температуры сплава на 1° , послѣдовательно уменьшаются.

При $\alpha_1 < \alpha_2$ наблюдается обратное явленіе: знаменатель дробей уменьшается, а потому количества выпадающихъ кристалловъ при пониженіи температуры на 1° увеличиваются. И, наконецъ, если $\alpha_1 = \alpha_2$, то количество кристалловъ, выдѣляющихся при пониженіи температуры на 1° остается постояннымъ во все время процесса затвердванія и равно:

$$\frac{1}{m}.$$

Вліяніе угловъ α_1 и α_2 на характеръ переломовъ кривыхъ охла-



Фиг. 18.

Для первыхъ трехъ кривыхъ $\alpha_1 > \alpha_2$, т. е. вѣтви *liquidus*'а и *solidus*'а расходятся, поэтому нарастаніе кристалловъ въ теченіе процесса

ждения графически представлено на фиг. 18, на которой помѣщенъ рядъ теоретическихъ кривыхъ охлажденія для системы двухъ элементовъ, обладающихъ полной растворимостью другъ въ другѣ какъ въ жидкомъ, такъ и въ твердомъ состояніи.

затвердѣванія bc количественно уменьшается. Слѣдствіемъ этого является: ясно выраженное начало затвердѣванія (точка b), выпуклый относительно оси z переломъ кривой (bc) и мало замѣтный переходъ перелома bc въ кривую ck .

Кривая IV отвѣчаетъ равенству угловъ α_1 и α_2 и поэтому переломъ bc получается на ней въ видѣ прямой линіи.

Наконецъ, кривыя V—VII отвѣчаютъ области діаграммы, гдѣ вѣтви *liquidus*'а и *solidus*'а *сходятся*, т. е. углы $\alpha_1 < \alpha_2$, а слѣдовательно нарастаніе кристалловъ по мѣрѣ пониженія температуры возрастаетъ. Переломы bc на кривыхъ получаются вогнутыми къ оси z . Точка начала затвердѣванія b обозначается на кривыхъ охлаждения *нечисло*, наоборотъ, конецъ затвердѣванія (точка c) отмѣчается болѣе *точно*, чѣмъ въ кривыхъ первой категоріи.

Изъ изложеннаго слѣдуетъ, что опредѣленіе *solidus*'а при помощи кривыхъ охлаждения возможно только въ такихъ участкахъ діаграммы состоянія, гдѣ кривыя *liquidus*'а и *solidus*'а *сходятся*. Если эти кривыя *расходятся*, то теплота кристаллизаціи въ послѣдніе моменты затвердѣванія такъ незначительна, что переломъ bc *незамѣтно* переходитъ въ кривую ck , и точка конца затвердѣванія *не получается* отчетливо.

Въ желѣзо-углерод-сплавахъ *liquidus* и *solidus* являются расходящимися линіями, и поэтому совершенно понятно, что на кривыхъ I—IV фигуры 6 совершенно нѣтъ точекъ конца затвердѣванія.

Профес. *Tammann**) предлагаетъ для опредѣленія конца затвердѣванія по кривымъ охлаждения пользоваться точкой перегиба кривой, которая получается при переходѣ выпуклой части bc въ вогнутую ck и несомнѣнно лежитъ близко отъ теоретическаго конца затвердѣванія. Но такъ какъ этотъ перегибъ, согласно указаніямъ *Tammann*'а всегда лежитъ на кривой немного *ниже* конца затвердѣванія, то онъ предлагаетъ уменьшать наблюдаемый на кривыхъ интервалъ кристаллизаціи (отъ начала кристаллизаціи до точки перегиба) на нѣкоторую величину ΔJ , опредѣляемую изъ слѣдующей формулы:

$$\Delta J = \frac{1}{100} [(100 - x) J_A + x J_B],$$

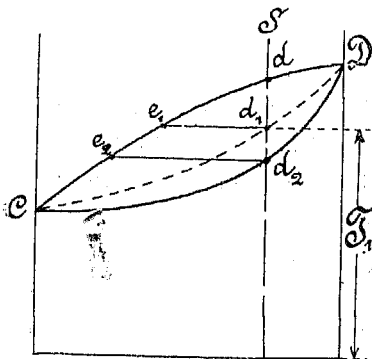
въ которомъ: J_A и J_B обозначаютъ кажущіеся интервалы затвердѣванія чистыхъ компонентовъ и x —составъ сплава въ вѣсовыхъ частяхъ элемента B .

Однако способъ *Tammann*'а въ приложеніи къ желѣзо-углерод-сплавамъ непримѣнимъ, потому что для нихъ неизвѣстенъ интервалъ затвердѣванія карбида желѣза.

*) см. (12) стр. 292

Непримѣнимъ этотъ способъ, по мнѣнію автора, и еще потому, что вообще на кривыхъ охлажденія невозможно точно опредѣлить точку перегиба: при опредѣленіи температуры конца затвердѣванія по точкѣ перегиба легко сдѣлать ошибку въ десяткѣ градусовъ. Кроме того, положеніе точки перегиба на кривой охлажденія зависитъ, по мнѣнію автора*), отъ взаимоотношенія между массой изслѣдуемаго сплава и массой тигля и печи, въ которыхъ производятся опыты, и эта точка можетъ мѣнять свое положеніе въ зависимости отъ условій опыта, при чемъ точка перегиба по изслѣдованію автора, лежитъ всегда *выше* конца затвердѣванія сплава.

Къ вышеизложенному о непримѣнимости термического анализа для отысканія *solidus*'а AE въ диаграммѣ желѣзо-углерод-сплавовъ необходимо еще добавить, что кривая AE , если бы ее и можно было отыскать при помощи термического анализа, соответствовала бы концу затвердѣванія сплавовъ только въ томъ случаѣ, если процессъ затвердѣванія протекаетъ *идеально*, т. е. когда этотъ процессъ совершается настолько медленно, что выдѣляющіеся смѣшанные кристаллы имѣютъ достаточно времени, чтобы принять составъ, соответствующій равновѣсному состоянію между ними и остающейся жидкой фазой сплава. Для установленія такого равновѣсія требуется особенно медленное охлажденіе. При снятіи же кривыхъ охлажденія нельзя уменьшить скорость охлажденія ниже нѣкоторой опредѣленной величины, иначе на кривыхъ охлажденія не могутъ быть обнаружены критическія точки. Такимъ образомъ, идеальныя условія охлажденія изъ чисто экспериментальныхъ соображеній никогда въ дѣйствительности не могутъ быть выполнены, въ результатѣ чего температура конца кристаллизаціи, опредѣляемая по кривымъ охлажденія, будетъ *ниже* той, при которой кристаллизація *теоретически* должна окончиться. Последнее находитъ себѣ объясненіе въ слѣдующемъ.



Фиг. 19.

На фиг. 19 линія CdD представляетъ *liquidus* системы $C + D^{**}$). Пунктирная линія Cd_1D — *solidus* въ его теоретическомъ положеніи. При идеальныхъ условіяхъ охлажденія какой-нибудь сплавъ S долженъ окончательно затвердѣть въ точкѣ d_1 , и составъ жидкой фазы

*) Изслѣдованіе автора: „Теоретическія и практическія кривыя охлажденія“ подготавливается къ печати.

**) См. (14) стр. 287.

сплава въ моментъ окончанія затвердѣванія опредѣлится точкой e_1 . Но вслѣдствіе недостаточно медленнаго охлажденія все теоретически необходимое количество кристалловъ не успѣетъ въ интервалѣ $d - d_1$ выдѣлиться, а первоначально выдѣлившіеся кристаллы не уравниваютъ свой составъ съ кристаллами послѣдняго момента затвердѣванія, въ результатъ чего при температурѣ T_1 останется нѣкоторое количество жидкой фазы и процессъ затвердѣванія не окончится въ точкѣ d_1 а будетъ продолжаться до нѣкоторой точки d_2 . Иными словами, *solidus* $C d_2 D$, полученный экспериментально на основаніи кривыхъ охлажденія, будетъ выпуклѣе теоретическаго и будетъ указывать температуры окончанія затвердѣванія *ниже* тѣхъ, которыя должны быть при идеальныхъ условіяхъ охлажденія.

Всѣ вышеуказанныя соображенія относительно непримѣнимости термическаго метода для опредѣленія *solidus*'а AE побудили автора воспользоваться для послѣдней цѣли металлографическимъ методомъ — *методомъ закалки*, позволяющимъ путемъ быстрого охлажденія фиксировать строеніе сплавовъ при высокихъ температурахъ и изучать его подъ микроскопомъ.

II. Методъ закалки.

Методъ закалки для опредѣленія конца затвердѣванія сплавовъ, образующихъ твердые растворы, впервые успѣшно примѣнили *Heycokk* и *Neville**) при изученіи сплавовъ мѣди и олова. Имъ пользовались также *Scherpherd***) ($Cu + Zn$), *Carpenter* и *Edwards****) ($Cu + Al$) и *Guillet*****) (сплавы алюминія), такъ какъ во всѣхъ этихъ случаяхъ кривыя охлажденія не давали достаточныхъ данныхъ для построенія *solidus*'а.

Возможность опредѣлить положеніе *solidus*'а при помощи метода закалки основана на слѣдующемъ. Очень быстрое охлажденіе задерживаетъ измѣненія структуры, происходящія при медленномъ охлажденіи. Такимъ образомъ, закаливъ испытуемый образецъ при какой-нибудь высокой температурѣ, можно получить ту его структуру, которую образецъ имѣлъ при температурѣ закалки. Въ твердыхъ растворахъ плавленіе происходитъ въ опредѣленномъ интервалѣ температуръ. Начало плавленія характеризуется либо оплавленіемъ кристалловъ по

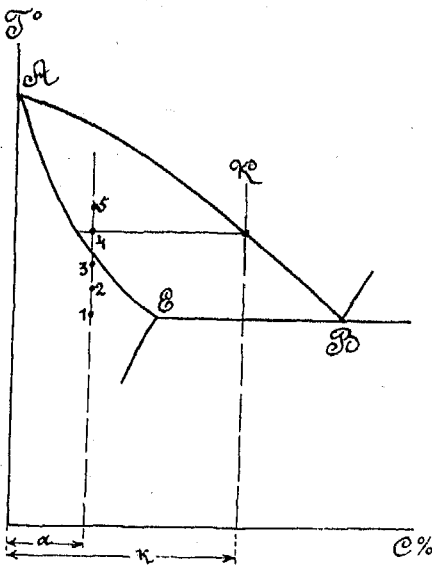
*) *Heycokk* и *Neville*. *Philos. Trans.* 1903 (202) стр. 1.

**) *Scherpherd*. *Journ. of phys. Chem.* VII (1904) стр. 421.

***) *Carpenter* и *Edwards*. 2 *Rapport au Comité des alliages* 1907, янв.

****) *Guillet*. *Revue de Métall.* 1906 стр. 567.

поверхности, либо появленіемъ капель жидкости въ самихъ кристаллахъ. Поэтому, если произвести рядъ послѣдовательныхъ закалокъ



Фиг. 20.

въ томъ отношеніи, что онъ не даетъ ложнаго положенія *solidus'a*, какъ это было указано при разсмотрѣніи фиг. 19. Дѣйствительно, если сплавъ, отъ котораго взять испытуемый образецъ, охлаждался недостаточно медленно, вслѣдствіе чего либо смѣшанные кристаллы получились неоднороднаго состава, либо въ сплавахъ лѣвѣе точки *E* (фиг. 20) появилась эвтектика *B*, то при достаточно продолжительномъ нагрѣвѣ образца во время опыта закалки, составъ смѣшанныхъ кристалловъ, выравнивается, эвтектика разсосется, и структурно-составляющія сплава будутъ находиться при температурѣ закалки въ томъ близкомъ къ теоретическому равновѣсію, которое необходимо для опредѣленія начала плавленія и точнаго построенія линіи *AE*.

Опыты закалки можно было бы производить и инымъ путемъ, приближающимъ ихъ болѣе къ способу опредѣленія *solidus'a* при помощи кривыхъ охлажденія, а именно: можно было бы нагрѣвать испытуемый образецъ до расплавленія и затѣмъ очень медленно охлаждать его до температуры закалки.

Съ теоретической точки зрѣнія нѣтъ разницы между этими двумя способами, преслѣдующими одну и ту же цѣль—полученіе равновѣснаго состоянія сплава въ моментъ закалки, потому что совершенно безразлично, какъ установится равновѣсіе системы при данной температурѣ, путемъ ли постепеннаго нагрѣванія образца до этой

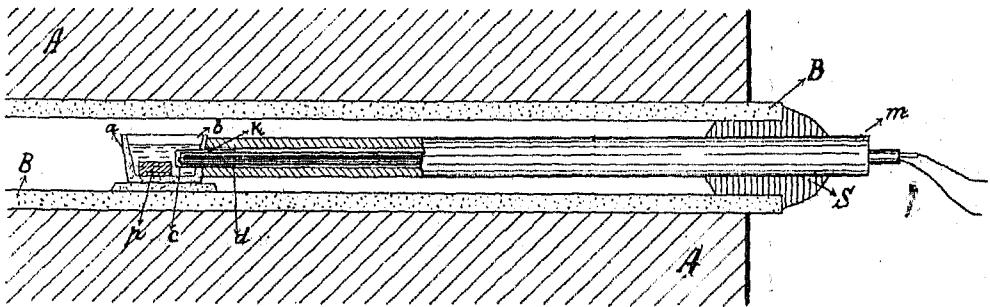
(фиг. 20) при постепенно повышающейся температурѣ, нагрѣвая образецъ при каждой данной температурѣ достаточное время для того, чтобы процессъ плавленія могъ начаться, то всегда можно найти двѣ такія температуры (точки 3 и 4), при которыхъ: въ точкѣ 3 плавленіе еще не началось, а въ точкѣ 4—процессъ плавленія ясно обнаружился. Тогда температура начала плавленія будетъ находиться между точками 3 и 4, или, другими словами, между этими точками пройдетъ линія *solidus'a*.

Этотъ методъ имѣетъ преимущество передъ термическимъ методомъ

температуры, или посредством медленнаго охлаждения его отъ нѣкоторой высшей температуры. Но практически второй способъ представляетъ непреодолимая экспериментальныя трудности: для него требуется высокая первоначальная температура нагрѣва, при которой трудно избѣгать измѣненія состава образца отъ окисленія. Для сплавовъ съ незначительнымъ содержаніемъ углерода такой высокой температуры нельзя достигъ въ горизонтальныхъ печахъ *Heraeus*'а, которыми приходится пользоваться для опытовъ закалки, такъ какъ печи другихъ системъ по своей конструкціи не позволяютъ обставить опыты закалки всѣми мѣрами предосторожности, необходимыми для предотвращенія измѣненія состава образца и охлаждения его во время закалки. Кромѣ того, невозможно практически осуществить идеально медленное и во всѣхъ опытахъ равномерное охлажденіе образца до температуры закалки, а несоблюденіе послѣдняго условія лишаетъ этотъ способъ закалки всякаго его значенія.

Наоборотъ, первый способъ закалки не представляетъ затрудненій для своего практическаго осуществленія: въ печахъ *Heraeus*'а легко точно установить температуру и держать ее долгое время постоянной. Когда температура печи установилась, въ нее можно быстро внести испытуемый образецъ, продержать его въ печи при постоянной температурѣ определенное время и затѣмъ быстро закалить.

1) *Опыты закалки* были применены авторомъ впервые при изученіи процесса затвердѣванія чугуновъ въ связи съ графитовыдѣленіемъ и дали удовлетворительные результаты. Однако принятый ранѣе порядокъ производства опытовъ*) въ настоящей работѣ нѣсколько видоизмѣненъ съ цѣлью увеличить точность определенія температуры закалки и предотвратить случайное окисленіе образцовъ.



Фиг. 21.

Устройство лодочки для опытовъ закалки представлено на фиг. 21. На ней буквою *A* схематически изображена часть горизонтальной

*) См. (20) и (16).

электрической печи *Heraeus*'а. *B*—труба из глазированного фарфора, вставленная в печь для предохранения нагревающего цилиндра печи от случайных повреждений и для возможности производить нагрев образцов в атмосфере азота. Лодочка *ab*—размѣромъ: $12 \times 12 \times 17 \text{ mm}$ слѣлана изъ платины; съ правой стороны въ нее впаяна платиновая трубка *cd*, лѣвый конецъ которой *c* запаянъ. Въ эту трубку плотно входитъ предохранительная трубка термоэлемента, внѣшній діаметръ которой равенъ $d_1 = 3 \text{ mm}$. и внутренній $d_2 = 1,2 \text{ mm}$. Въ нее вставленъ термоэлементъ *Le Chatelier*, платиновая проволока котораго помѣщена, во внутреннюю изолирующую трубку размѣра: $d'_1 = 0,8 \text{ mm}$. $d'_2 = 0,4 \text{ mm}$. Конецъ внѣшней предохранительной трубки не запаянъ и такимъ образомъ спай термоэлемента остается открытымъ, что въ большой степени повышаетъ точность измѣренія температуръ. Концы проволокъ термоэлемента соединены съ милливольтметромъ *Siemens* и *Halske*. На выступающій правый конецъ *d* платиновой трубки плотно надѣта фарфоровая толстостѣнная трубка *m*, исполняющая роль ручки для держанія платиновой лодочки; на концѣ трубки *m* намотана изъ асбестоваго шнура пробка *S* для правильной установки лодочки въ серединѣ печи. Лодочка съ внутренней стороны обмазана слоемъ магнезій.

Для предотвращенія окисленія образцовъ (пробъ), нагревъ ихъ производился подъ прикрытіемъ слоя расплавленной соли. Для опытовъ въ зависимости отъ температуры закалки примѣнялись:

<i>KCl</i>	температура плавленія*)	$T = 790^\circ$
<i>NaCl</i>	”	$T = 820^\circ$
<i>BaCl_2</i>	”	$T = 960^\circ$

Опыты закалки велись слѣдующимъ образомъ: въ печь, нагрѣтую до опредѣленной температуры, осторожно вводилась лодочка, наполненная соотвѣтствующею солью. Когда соль расплавлялась и температура T° печи точно устанавливалась, лодочка вынималась изъ печи, въ нее помѣщалась проба φ (фиг. 21), и лодочка вдвигалась обратно. Во время этой манипуляціи температура лодочки опускалась на $100^\circ - 200^\circ$, затѣмъ въ 3—4 минуты достигала прежней величины T° . Пробы при этой *постоянной* температурѣ продерживались въ печи въ теченіе 7 минутъ, затѣмъ лодочка быстро вынималась и содержимое ея (проба и соль) опрокидывалось въ сосудъ съ водою (6°C^{**}), стоящій непосредственно у отверстія печи. Сосудъ для воды представлялъ изъ

*) *Physikalisch-Chemische Tabellen v. Landolt-Börnstein 1907 г.*

**) Температура воды въ водопроводѣ зимою.

себя цилиндръ въ 10 см. діаметромъ и въ 1 м. высоту. Общее расположение приборовъ во время опытовъ закалки изображено на фиг. 22.

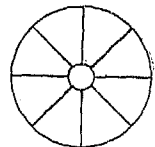
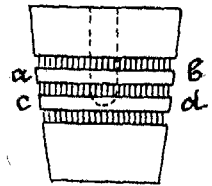
Для получения быстрой и полной закалки необходимо, чтобы пробы были возможно наименьшихъ размѣровъ, достаточныхъ лишь для изготовленія шлифа и притомъ пробы такой формы, которая при данномъ объемѣ представляетъ наибольшую поверхность охлажденія*).

Пробы въ настоящихъ опытахъ вѣсили около 1 г. Онѣ получались изъ корольковъ I—VII отрѣзаніемъ отъ нихъ на токарномъ станкѣ двухъ шайбъ: *ab* и *cd* (фиг. 23) толщиной въ 2 мм. и разрѣзаніемъ этихъ шайбъ на 8 частей. Стружки, получавшіяся при отрѣзаніи шайбъ (заштрихованныя части на фиг. 23), шли для опредѣленія химическаго состава корольковъ.

Для провѣрки пригодности и точности предложеннаго способа измѣренія температуры закалки пробъ, а также для нахожденія времени нагрѣва пробъ, необходимаго для установленія равновѣсія, были продѣланы предварительные опыты.

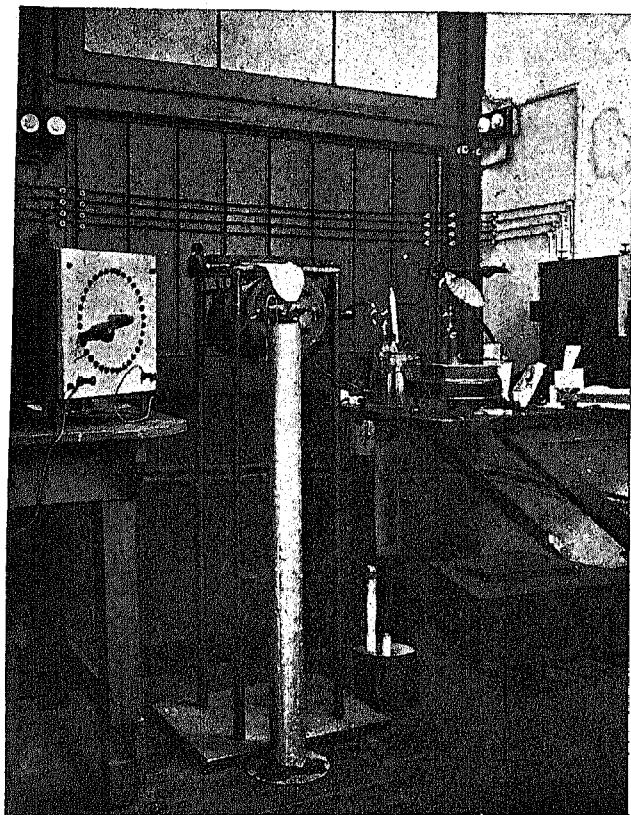
Устройство лодочки гарантировало, что температура пробы соответствуетъ температурѣ расплавленной соли; температура же соли измѣрялась термоэлементомъ, спай котораго находился у самаго конца платиновой трубочки *cd*, окруженной расплавленной солью. Возникаль вопросъ, не успѣваетъ ли проба во время выниманія лодочки изъ печи (до момента погруженія пробы въ воду) немного охладиться. Наблюденія за стрѣлкой милльвольтметра показали, что во время этой операци, продолжавшейся менѣе $\frac{1}{2}$ сек., стрѣлка не давала колебанія. Это должно служить доказательствомъ, что охлажденія всего закалочнаго прибора, а слѣдовательно и пробы,—охлажденія, которое могъ бы зарегистрировать примѣнявшійся для опытовъ точной милльвольтметръ, не было, слѣдовательно, закалка производилась *практически точно* при измѣряемой термоэлементомъ температурѣ.

Благодаря нагрѣву пробъ въ средѣ расплавленной соли, а также пропусканію струи азота въ трубку *B* (фиг. 21) не имѣло также мѣста окисленіе, т. е. измѣненіе состава пробъ, что было провѣрено



Фиг. 23.

*) Примѣненіе большихъ образцовъ для закалки, (работы *Несунъ* и *Вагеръ* и *Goerens'a*), пмѣеть своимъ слѣдствіемъ частичный отпускъ во время самой закалки, сопровождающійся появленіемъ въ закаленныхъ образцахъ тростита. Троститъ, свидѣтельствуя о неполной закалкѣ, затемняетъ и показываетъ строеніе металла, которое послѣдній долженъ былъ бы имѣть при данной температурѣ при условіи идеально быстрой закалки. Въ опытахъ закалки автора троститовалъ структура не наблюдалась.



Фиг. 22.

какъ анализомъ пробъ послѣ закалки, такъ и микроскопическимъ изслѣдованіемъ шлифованной поверхности нѣсколькихъ пробъ послѣ закалки.

На основаніи предшествующихъ работъ автора продолжительность нагрѣва пробъ при температурѣ закалки была принята въ 7 минутъ.

Для провѣрки, является ли семиминутный нагрѣвъ достаточнымъ для установленія структурнаго равновѣсія пробъ, были сдѣланы слѣдующіе опыты. Послѣ того, какъ для сплава IV (при 7-минутномъ нагрѣвѣ) была установлена температура плавленія T_l и ниже ея лежащая температура T_s , при которой проба не начинала плавиться, былъ продѣланъ рядъ закалокъ при температурахъ T_l и T_s съ нагрѣвомъ пробъ въ теченіе 1, 3, 5, 7, 10, 20 и 30 минутъ. Эти опыты показали, что при температурѣ T_s начало плавленія не наступило и послѣ получасового нагрѣва пробы и, наоборотъ, при температурѣ T_l процессъ плавленія обнаруживался послѣ трехъ минутъ нагрѣва и вполнѣ устанавливался послѣ 5 минутъ. Принятый нагрѣвъ въ 7 минутъ являлся такимъ образомъ вполнѣ достаточнымъ, такъ какъ нагрѣвы болѣе продолжительные никакихъ измѣненій въ строеніе пробы не вносили.

Подобной же провѣркѣ съ продолжительностью въ 15 минутъ были одвергнуты при температурахъ T_l и T_s и остальные сплавы.

Для опытовъ закалки былъ взятъ новый термоэлементъ *Le Chatelier* съ свидѣтельствомъ отъ Королевской Физической Лабораторіи въ Берлинѣ. Въ теченіе опытовъ послѣ каждыхъ пяти закалокъ термоэлементъ повѣрялся на золото (температура плавленія 1063°). Соответствующія корректуры вносились въ отчитываемыя температуры, а также принималась во вниманіе температура холоднаго спая термоэлемента, помещеннаго въ стеклянныхъ трубкахъ въ проточную воду.

При соблюденіи всѣхъ вышеуказанныхъ предосторожностей были произведены 35 опытовъ закалки, результаты которыхъ сведены въ слѣдующую таблицу II: См. табл. II на 28 стр.

Примѣчаніе: Какъ показываетъ нумерація пробъ, первая серия опытовъ была произведена надъ сплавомъ IV, при чемъ начальная температура закалки была выбрана выше теоретической линіи AE (ср. фиг. 4). Полученные результаты были провѣрены и подтверждены опытами серіи II. Затѣмъ были произведены опыты серіи III и IV. Опытовъ этихъ четырехъ серій было достаточно для опредѣленія положенія *solidus*'а AE , но для болѣе точнаго нахожденія выпуклости *solidus*'а былъ приготовленъ сплавъ X съ $0,827\%$

ТАБЛИЦА II.

Серія №	Проба №	Т° Температура пробы въ моментъ заливки.	Фигура №	Примѣчанія.
Сплавъ IV 1,762 ₀ С.	1	1227	25	Снаружи оплавлена, подъ микроскопомъ частичное плавленіе.
	2	1204		
	3	1185		
	4	1167		
	5	1153		
	6	1143	24	Частичное плавленіе только подъ микроскопомъ. Слѣды процесса плавленія. Плавленія нѣтъ. " "
	7	1140		
	8	1130		
	9	1120		
Сплавъ III 1,632 ₀ С.	10	1218	27 28 26	Снаружи оплавленъ, подъ микроскопомъ частичное плавленіе. Плавленіе подъ микроскопомъ. Слѣды процесса плавленія. Плавленія нѣтъ.
	11	1198		
	12	1172		
	13	1154		
	14	1139		
	15	1130		
Сплавъ II 1,071 ₀ С.	16	1310	30 29	Снаружи оплавлена, подъ микроскопомъ частичное плавленіе. Частичное плавленіе только подъ микроскопомъ. Слѣды процесса плавленія. Плавленія нѣтъ. " " " "
	17	1300		
	18	1285		
	19	1265		
	20	1243		
	21	1228		
	22	1207		
	23	1185		
	24	1170		
	25	1150		
26	1130			
Сплавъ I 0,577 ₀ С.	27	1365	34 31 32	Снаружи оплавлена. Плавленіе подъ микроскопомъ. Слѣды процесса плавленія. Плавленія нѣтъ. " "
	28	1345		
	29	1318		
	30	1290		
	31	1270		
Сплавъ X 0,427 ₀ С.	32	1248		Плавленіе подъ микроскопомъ. Слѣды процесса плавленія. Плавленія нѣтъ. " "
	33	1228		
	34	1208		
	35	1186		

С, и съ этимъ сплавомъ было произведено еще четыре опыта серіи V.

2) *Микроскопическое изслѣдованіе*. Въ пробахъ, температура закалки которыхъ лежала значительно выше линіи *AE*, процессъ плавленія можно было установить по внѣшнему виду пробъ, такъ какъ поверхность ихъ представляла совершенно ясные слѣды наружнаго оплавленія (пробы № 1, 10, 16 и 27.) Въ остальныхъ пробахъ наружный осмотръ не давалъ заключенія о началѣ процесса плавленія; для установленія его всѣ пробы были отшлифованы, протравлены 4 % растворомъ азотной кислоты въ амилалкоголѣ и изслѣдованы подъ микроскопомъ. Это изслѣдованіе дало возможность точ о установить начало процесса плавленія и показало, что плавленіе смѣшанныхъ кристалловъ совершается какъ съ поверхности, такъ и въ толщѣ ихъ. Въ послѣднемъ случаѣ возникаютъ особыя *точки* или *центры плавленія*, которые, увеличиваясь и нарастая въ радіальномъ направленіи, образуютъ капли. Расплавленные части пробъ представляютъ очертаніе разливающейся жидкости, имѣютъ въ большинствѣ случаевъ эвтектическую структуру и поэтому совершенно ясно отличаются отъ еще не расплавившагося металла.

Нѣкоторые наиболѣе характерные примѣры строенія пробъ, до и послѣ начала процесса плавленія, представлены на фиг. 24—34 (фот. таблицы III и IV). Фиг. 24 представляетъ структуру пробы № 9, закаленной при 1120°. Шлифъ состоитъ изъ большихъ кристалловъ (аустенита), пронизанныхъ бѣлыми ланцетовидными включеніями (мартенсита). Между кристаллами аустенита наблюдаются трещины (черныя полосы на фиг. 24), возникшія вслѣдствіе быстрой закалки. Строеніе пробы № 9 характерно для стали, быстро закаленной при высокой температурѣ. Никакихъ признаковъ процесса плавленія на фиг. 24 нѣтъ. Фиг. 25 представляетъ структуру той же пробы послѣ закалки при 1167°. На ней совершенно ясно выраженъ процессъ плавленія смѣшанныхъ кристалловъ (аустенита). Съ лѣвой стороны видна вертикально расположенная полоса эвтектическаго вида. По своему строенію (эвтектика) и по внѣшнему очертанію она несомнѣнно представляетъ расплавившуюся часть шлифа. Въ серединѣ фиг. 25 и немного ниже середины видны два центра плавленія. Правый нижній указываетъ радіальное распространеніе процесса плавленія въ толщѣ кристалловъ; полоса слѣва—оплавленіе кристалловъ съ поверхности (*междукристалльное плавленіе*). Фиг. 25 ясно доказываетъ, что при температурѣ въ 1167°, т. е. при температурѣ лежащей *ниже* теоретическаго *solidus*'а *AE*, процессъ плавленія уже начался.

Структура фиг. 26 принадлежит пробѣ № 15, закаленной до начала процесса плавленія (T зак. = 1130°) и представляетъ изъ себя переходную стадію отъ аустенита къ мартенситу. На фиг. 27 изображено строеніе той же пробы № 15 послѣ закалки при 1154° (значительно ниже теоретической линіи AE). Въ центрѣ микрофотографіи находится ясно очерченное, отличающееся отъ структуры остального поля шлифа, свѣтлое включеніе. Такія включенія наблюдаются по всему шлифу. Очертаніе этого включенія характерно для жидкаго металла. При увеличеніи въ 800 разъ (фиг. 28) строеніе включенія—эвтектическое. Это показываетъ, что включеніе представляетъ собой расплавившуюся часть пробы. Такимъ образомъ, фиг. 27 и 28 доказываютъ, что при температурѣ закалки въ 1154° процессъ плавленія, въ видѣ поверхностнаго оплавленія кристалловъ, уже начался.

Фиг. 29 изображаетъ строеніе пробы № 25, закаленной передъ началомъ процесса плавленія при температурѣ 1150° . Фиг. 30 представляетъ строеніе той же пробы, закаленной при 1228° . На послѣдней видны четыре островка бѣлаго цвѣта, по своимъ очертаніямъ несомнѣнно принадлежащіе расплавившемуся металлу. Строеніе этихъ островковъ не представляется, однако, эвтектическимъ. Характернымъ въ нихъ является бахромовидное очертаніе контура, которое наблюдается какъ на фиг. 30, такъ и на слѣдующихъ двухъ фиг. 31 и 32, изображающихъ строеніе пробы № 29, закаленной при 1318° . Бахромовидные края островка особенно ясны на послѣдней фиг., снятой при увеличеніи въ 600 разъ. Это явленіе въ связи съ отсутствіемъ эвтектическаго строенія островковъ находитъ себѣ объясненіе въ слѣдующемъ: процессъ плавленія, какъ это было указано выше, состоитъ въ томъ, что сплавъ опредѣленнаго состава распадается на кристаллы съ меньшимъ содержаніемъ углерода и жидкую фазу съ большимъ содержаніемъ углерода, чѣмъ у сплава.

Это распаденіе твердаго раствора совершается вслѣдствіе диффузіи не моментально; проявляясь преимущественно съ поверхности кристалловъ, оно распространяется внутрь ихъ постепенно. Поэтому въ плоскостяхъ спайности кристалловъ появляются первыя капли жидкости, а сами кристаллы съ поверхности становятся бѣднѣе углеродомъ.

Такимъ образомъ, какой-нибудь сплавъ съ $a\%$ углерода (фиг. 20) при нѣкоторой температурѣ 4 выдѣлитъ жидкую фазу состава $b\%$ углерода. При быстромъ охлажденіи (при закалкѣ) жидкая фаза не успѣетъ разсосаться твердыми кристаллами и потому будетъ затвердѣвать такъ, какъ затвердѣвалъ бы сплавъ K , т. е. будетъ выдѣлять

смѣшанные кристаллы, приближаясь сама къ эвтектическому составу *В*. Этотъ процессъ затвердѣванія совершается очень быстро и настолько быстро, что его, какъ это показали опыты, не можетъ предотвратить и закалка. Выдѣляющіеся въ жидкой фазѣ смѣшанные кристаллики, а равнымъ образомъ и кристаллики эвтектики притягиваются окружающими ихъ мощными кристаллами твердаго металла и пристають къ послѣднимъ, вслѣдствіе чего микроскопически маленькая капля жидкости теряетъ эвтектическую структуру, а края ея, нося слѣды перемѣщенія кристалловъ, становятся бахромовидными.

Если это объясненіе справедливо, то застывшая капля должна представлять по своей структурѣ вторую составляющую эвтектику, т. е. *цементитъ*, который по теоріи сплавовъ не можетъ появляться *какъ структурно составляющая* въ сплавахъ съ содержаніемъ углерода меньшимъ, чѣмъ $0,9\%$.

Для провѣрки высказаннаго предположенія о природѣ бѣлыхъ островковъ, видимыхъ на фигурахъ 30, 31 и 32, всѣ пробы на которыхъ такіе островки были обнаружены, подвергались травленію спеціальнымъ для цементита реактивомъ: пикратомъ натрія,^{*)} который окрашиваетъ цементитъ въ чернокоричневый цвѣтъ. На фиг. 33 представлены снимки шлифовъ фиг. 30 и 31 послѣ протравки пикратомъ натрія. На ней ясно видно, что упомянутые островки, приняли черную окраску^{**)}. Это является доказательствомъ, что островки состоятъ изъ цементита. Появленіе цементита въ сплавахъ съ меньшимъ, чѣмъ $0,9\%$, содержаніемъ углерода есть результатъ нарушенія правильнаго хода процесса затвердѣванія вслѣдствіе закалки.

Фиг. 32 и 34 представляютъ наглядное доказательство *теоріи образования жидкой фазы на счетъ углерода* смѣшанныхъ кристалловъ: на фиг. 32 островокъ расплавившагося металла окруженъ свѣтлой каймой бѣднаго углеродомъ желѣза. Еще яснѣе это видно на фиг. 34, на которой сфотографировано такое мѣсто шлифа, въ которомъ процессъ плавленія только начинается: кристаллы по поверхности обезуглерожены, и между ними образуются участки раздробленныхъ кристалликовъ, которые въ дальнѣйшемъ плавятся.

3) *Діаграмма состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ*. На основаніи кривыхъ охлажденія фиг. 6 и результатовъ опытовъ закалки построена діаграмма состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ, изображенная на фиг. 35.

*) См. (17) стр. 119.

**). На правой части фиг. 33 удалось сфотографировать точно середину фиг. 31.

Для точки плавления чистаго желѣза принята на диаграммѣ температура въ $1505^{\circ} C$, согласно даннымъ *Carpenter'a*⁽²²⁾ и *Miller'a*⁽²³⁾.

Положеніе эвтектической точки *B* проверено и установлено при $4,2\%$ *C*. Для послѣдней цѣли авторъ получилъ отъ проф. *Goerens'a* сплавъ съ хорошо выраженной эвтектической структурой, изображенной на фиг. 36.

Анализъ этого сплава далъ слѣдующіе результаты:

1.	4,144	4.	4,174
2.	4,240	5.	4,213
3.	4,239	6.	4,182

въ среднемъ: $4,194 = \infty 4,20\%$ *C*.

Температура эвтектической линіи *BC*, въ согласіи съ предшествующими изслѣдованіями автора, получена при 1134° .

Положеніе точки *E* установлено при $1,70\%$ *C*, что значительно отличается отъ принятаго до сихъ поръ положенія точки *E* при 2% *C*, и приближается къ первоначальнымъ даннымъ *R. Austen'a*. Для перемѣщенія точки *E* влѣво служили слѣдующія основанія.

Микроскопическое изслѣдованіе сплава *IV* съ $1,762\%$ *C* обнаружилъ слѣды эвтектики (см. фиг. 37 и 10), характеризующейся своеобразнымъ для эвтектики скопленіемъ пластинокъ цементита. Совершенно ясно такія эвтектическія скопленія наблюдаются въ сплавѣ *V* съ $2,165\%$ *C* (фиг. 11), въ которомъ, согласно до сихъ поръ принимаемому положенію точки *E* при 2% *C*, должны были бы находиться лишь слѣды эвтектики. Однако, нахожденіе эвтектики въ этихъ сплавахъ не можетъ еще считаться достаточнымъ основаніемъ для перемѣщенія точки *E* влѣво, такъ какъ, согласно объясненію *B. Roozeboom'a**) въ сплавахъ, близкихъ къ 2% *C* можно иногда наблюдать эвтектику, появляющуюся вслѣдствіе недостаточно медленнаго охлажденія сплава: такое охлажденіе препятствуетъ выравнию состава смѣшанныхъ кристалловъ; жидкая фаза остается въ избыткѣ и можетъ наблюдаться въ такихъ сплавахъ, въ которыхъ теоретически она существовать не должна (ср. объясненіе на стр. 21 и 22 къ фиг. 19).

Однако, сплавъ съ такой эвтектикой находится въ неустойчивомъ равновѣсіи, и она необходимо должна рассосаться при нагрѣвѣ сплава до опредѣленной температуры.

Для того чтобы рѣшить вопросъ, является ли эвтектика въ сплавахъ съ 2% *C* структурно-составляющей или продуктомъ недостаточно медленнаго охлажденія, былъ сдѣланъ слѣдующій повѣрочный опытъ: былъ приготовленъ сплавъ съ 2% *C* и изъ него вырѣзанъ

*) См. (4) стр. 444.

плоскій шлифъ. Строеіе шліфа представлено на фиг. 38 и показываетъ несомнѣнное присутствіе эвтектики. Надъ одной половиной этого шліфа былъ произведенъ химическій анализъ, который далъ содержаніе углерода $C = 2,006\%$, а другая половина была разрѣзана на четыре части и подверглась слѣдующей термической обработкѣ. Всѣ четыре пробы были помѣщены въ печь *Heraeus*'а, нагрѣты въ струѣ азота до 1140° и при этой температурѣ продержаны 15 минутъ. Затѣмъ одна проба закалена, а остальные оставлены медленно охлаждаться. Черезъ 5 минутъ при температурѣ 1135° закалена 2-я проба, еще черезъ пять минутъ при 1130° закалена 3-я проба, четвертая же оставлена медленно охлаждаться вмѣстѣ съ печью. Всѣ четыре пробы показали присутствіе эвтектики въ томъ же количествѣ, въ какомъ она находится на фиг. 38, а это служитъ доказательствомъ того, что въ сплавѣ съ 2% C эвтектика является структурно составляющей, т. е. что точка E лежитъ лѣвѣе 2% углерода.

Для болѣе точнаго опредѣленія положенія точки E былъ примененъ кромѣ микроскопическаго изслѣдованія и термической методъ *Tammann*'а⁽²⁴⁾. Со сплавовъ V, VI и VII и чугуна съ $3,868\%$ C были сняты кривыя охлажденія. Опыты производились въ криптолевой печи *Friedrich*'а. *)

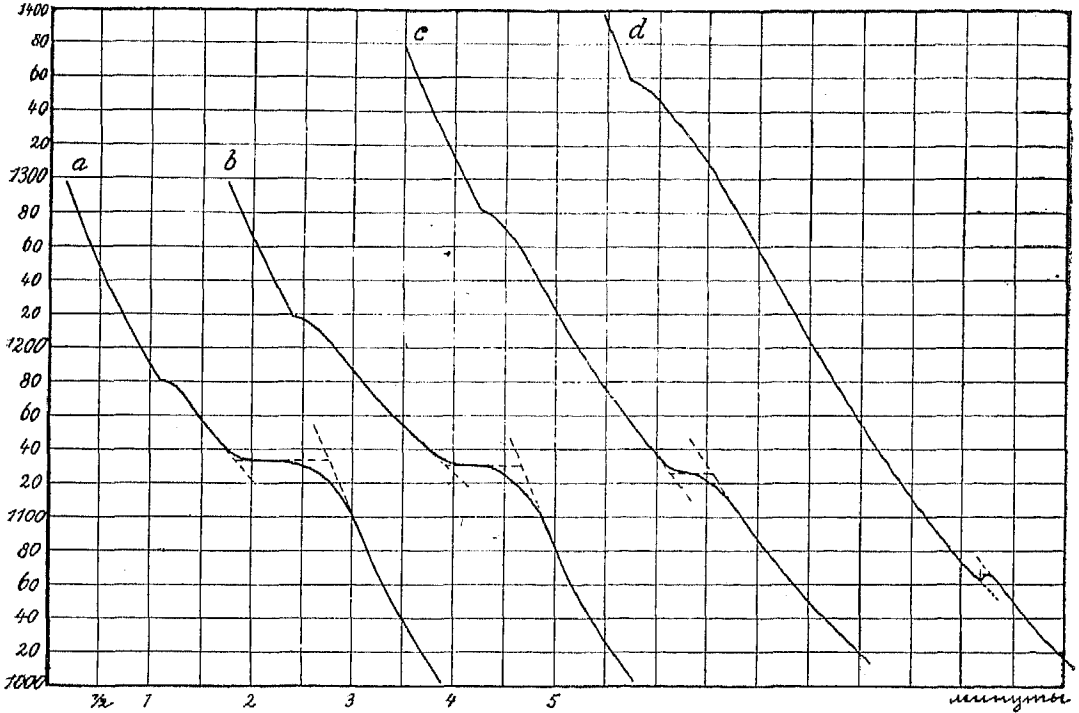
Вѣсъ королекъ равнялся 30 gr. Для снятія кривыхъ были применены самыя тонкія предохранительныя трубки, изготовляемыя въ институтѣ проф. *Tammann*'а. Отчетъ температуры совершался черезъ каждыя 10 секундъ. Данныя этихъ опытовъ сведены въ таблицу III; кривыя охлажденія изображены на фиг. 39. При опредѣленіи продол-

ТАБЛИЦА III.

Сплавъ.	Содержаніе углерода. %	Остановки. Температура °C.			Продолжительность эвтектической остановки въ секундахъ.
		Начало затвердѣванія.	Эвтектика.	Эвтектоидъ (Ar ₁).	
a	3.801	1180	1134	706	110
b	3.596	1199	1130	707	92
c	2.742	1282	1125	708	52
d	1.913	1358	1066	710	13

*) См. описаніе въ *Metallurgie* 1907 стр. 781 и 1908 стр. 530.

жительности эвтектической остановки кривыя охлаждения были идеализированы, какъ это видно изъ фиг. 39.



Фиг. 39.

Полученныя величины остановокъ нанесены въ видѣ ординатъ на фиг. 35. Соединяющая концы ординатъ прямая *bc* почти точно приходитъ въ пунктъ *E* съ содержаніемъ углерода въ 1.7%.
 Подобная провѣрка положенія точки была сдѣлана и по кривымъ охлаждения исходныхъ сплавовъ V—IX, но при пользованіи этими кривыми она является менѣе точной, такъ какъ всѣ сплавы не были совершенно одинаковъ, почему для полученія продолжительности эвтектическихъ остановокъ пришлось ввести соответствующую корректуру. Проведенная на фиг. 35 подъ эвтектической линіей *EC* двѣ кривыя *Eo* и *oC* представляютъ измѣненіе продолжительности эвтектическихъ остановокъ сплавовъ V—IX. Кривая *Eo* показываетъ, что точка *E* несомнѣнно лежитъ лѣвѣе 2% углерода.

Результаты только что описанныхъ опытовъ и упомянутыхъ выше данныхъ микроскопическаго изслѣдованія послужили основаніемъ для установленія точки *E* при 1,7% углерода.

Обращаясь къ диаграммѣ фиг. 35, необходимо указать, что эвтектическая линія *EC* проведена на ней согласно теоретическимъ требованіямъ горизонтально при температурѣ 1134° хотя эвтектическія остановки на кривыхъ V, VI и VII (фиг. 6), (тоже и на кривой *d* фиг. 39) получились при болѣе низкихъ температурахъ.

Что эти остановки являются действительно эвтектическими, слѣдуетъ съ несомнѣнной ясностью изъ микроскопическаго изслѣдованія сплавовъ, принадлежащихъ упомянутымъ кривымъ: во всѣхъ сплавахъ съ такой остановкой наблюдалась эвтектика: смѣшанные кристаллы + Fe_3C (ледебуритъ); пониженіе же эвтектической остановки необходимо объяснить переохлажденіемъ*), которое обнаруживается тѣмъ рѣзче, чѣмъ меньше содержаніе углерода въ сплавѣ. Явленіе переохлажденія въ бѣлыхъ чугунахъ фактъ общеизвѣстный. Можно думать, что такія пониженныя эвтектическія остановки были приняты *Carpenter*'омъ и *Keeling*'омъ за точки, принадлежащія кривымъ aE и $E' F'$ (фиг. 2).

Что касается линіи BD , то цѣлый рядъ опытовъ закалки для опредѣленія этой линіи не далъ положительныхъ результатовъ, поэтому на діаграммѣ фиг. 35 она, какъ неизвѣстная, проведена пунктиромъ**).

Заканчивая этимъ описаніе опытовъ закалки, необходимо указать, что принятый методъ закалки далъ возможность опредѣлить только неизвѣстную линію AE , положеніе которой установлено при значительныхъ низшихъ температурахъ, чѣмъ это до сихъ поръ принималось. Точность сдѣланнаго опредѣленія, конечно, находится въ непосредственной зависимости отъ точности измѣренія температуры закалки и отъ того, насколько удалось въ примѣненномъ методѣ достичь структурно-равновѣснаго состоянія пробъ, т. е. полной однородности смѣшанныхъ кристалловъ.

Абсолютной точности въ исполненіи обоихъ условій достигъ невозможно. Практически же они были выполнены: конструкція закалочнаго аппарата гарантировала возможную точность измѣренія температуры закалки; микроскопическое изслѣдованіе пробъ показало ихъ полную однородность, а поэтому экспериментально опредѣленная линія начала плавленія сплавовъ отъ 0% до 1,7% C должна отличаться отъ истиннаго положенія *solidus*'а AE лишь незначительно, и во всякомъ случаѣ не больше, чѣмъ и прочія экспериментально опредѣленныя линіи діаграммы состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ.

Если принять во вниманіе, что существующіе сорта углеродистой стали никогда не обладаютъ теоретически необходимой однородностью структуры, то полученная авторомъ линія AE практически точно опредѣляетъ температуры начала плавленія стали. Новое пониженное положеніе линіи AE имѣетъ большое техническое значеніе въ вопро-

*) Подобное явленіе переохлажденія наблюдалъ и *Gorvacke* при изслѣдованіи системы $Fe + P$ (*Metallurgie* 5, 1908 стр. 624).

**) Для нахождения этой линіи авторомъ производятся дальнѣйшіе опыты.

съ безопаснаго нагрѣва стали, такъ какъ согласно теоріи *Stausfeld'a* (25) пережоги стали обнаруживаются съ того момента, когда сталь начинаетъ плавиться, т. е. переходитъ черезъ линію *AE* въ область *AEB* діаграммы (фиг. 35).

В. Опыты цементации.

I. Въ процессахъ плавленія и затвердѣванія желѣзо-углерод-сплавовъ цементация и распадѣніе карбида желѣза играютъ важную роль, такъ какъ отъ нихъ существенно зависитъ пережѣнный при высокихъ температурахъ составъ смѣшанныхъ кристалловъ, образующихъ основную массу стали и чугуна.

Согласно діаграммѣ состоянія желѣзо-углерод-сплавовъ (фиг. 35) максимальное количество „углерода“, которое способно растворить въ твердомъ состояніи γ —желѣзо, опредѣляется линіей *SE*. Положеніе этой линіи до сихъ поръ остается невыясненнымъ, такъ какъ въ вопросѣ о растворимости „углерода“ мнѣнія изслѣдователей расходятся въ зависимости отъ того, принимаютъ ли они двѣ діаграммы или одну діаграмму для желѣзо-углерод-сплавовъ.

Въ первомъ случаѣ, вслѣдствіе того, что элементарный углеродъ, какъ стабильная форма, долженъ обладать меньшей растворимостью въ желѣзѣ, чѣмъ метастабильная форма—карбидъ желѣза, необходимо должны существовать и двѣ линіи растворимости углерода въ γ —желѣзѣ: *S'E'* и *SE*: первая, указывающая предѣлъ растворимости элементарнаго углерода и вторая—карбида желѣза въ γ —желѣзѣ, при чемъ линія *S'E'*, согласно вышеуказанному, должна протекать на всемъ протяженіи лѣвѣе линіи *SE*.

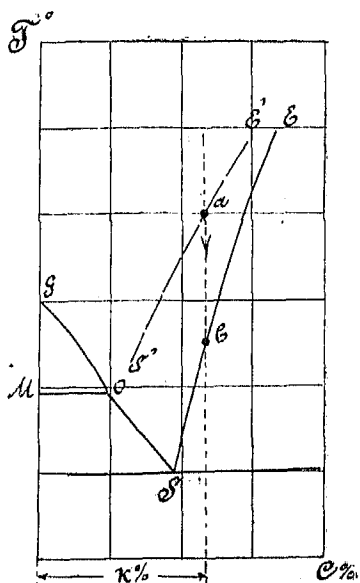
Во второмъ случаѣ предполагается, что элементарный углеродъ не растворяется непосредственно въ желѣзѣ, а образуетъ карбидъ желѣза, который и входитъ въ твердый растворъ. При такомъ предположеніи для опредѣленія растворимости „углерода“ въ желѣзѣ достаточно одной линіи *SE*, представляющей собою предѣлъ насыщенія γ —желѣза карбидомъ желѣза, такъ какъ науглероживаніе желѣза элементарнымъ углеродомъ, т. е. цементация, въ предѣлахъ температуръ отъ 700° до 1134° возможна лишь въ такой мѣрѣ, въ какой желѣзо способно растворить образующійся во время цементации карбидъ желѣза.

Объясненіе процесса цементации, основанное на теоріи „двухъ діаграммъ“, представляетъ неясности. Трудно, на примѣръ, объяснить, почему углеродъ, растворившись въ желѣзѣ какъ таковой, выдѣляется при послѣдующемъ охлажденіи изъ раствора въ видѣ карбида желѣза.

Проф. *Howe* *), защитникъ разсматриваемой теории, считаетъ „естественнымъ“, что выдѣленіе раствореннаго элементарнаго углерода совершается въ видѣ метастабильной формы цементита. Онъ пишетъ: „первоначально возникающія маленькія частички графита, которыя образуются при обратномъ выдѣленіи его изъ раствора, производятъ сильное давленіе на окружающую ихъ среду, вслѣдствіе чего**) дальнѣйшее выдѣленіе углерода происходитъ уже въ формѣ цементита. Превращеніе графита въ цементитъ обозначаетъ только то, что часть элементарнаго углерода при нагрѣваніи растворяется (какъ таковая), а при послѣдующемъ охлажденіи снова выдѣляется въ формѣ цементита“.

Если изобразить предполагаемый *Howe* процессъ выдѣленія цементита графически, то онъ долженъ представиться въ слѣдующемъ видѣ (фиг. 40):

Положимъ, что желѣзо, растворившее въ себѣ опредѣленное количество k ‰ элементарнаго углерода, начинаетъ охлаждаться. Тогда въ точкѣ *a* произойдетъ выдѣленіе „маленькихъ частичекъ графита“. Затѣмъ, вслѣдствіе возникшаго отъ выдѣленія графита давленія, начнетъ выдѣляться цементитъ. Но выдѣленіе цементита не можетъ начаться только въ точкѣ *b*, въ которой ордината сплава пересѣчетъ линію *SE*. Такимъ образомъ, предполагаемый *Howe* процессъ выдѣленія цементита требуетъ, чтобы цементированная гиперэвтектическая сталь содержала графитъ (выдѣлившійся на участкѣ *a, b*) и цементитъ. Однако, многочисленныя наблюденія надъ цементированной сталью свидѣтельствуютъ объ отсутствіи въ ней графита, что является опроверженіемъ предлагаемаго *Howe* объясненія процесса образованія цементита.



Фиг. 40.

Дальнѣйшимъ затрудненіемъ въ объясненіи процесса цементации съ точки зрѣнія теории двухъ діаграммъ является тотъ фактъ, что желѣзо во время цементации поглощаетъ больше углерода, чѣмъ это соответствуетъ предѣлу насыщенія его элементарнымъ углеродомъ, т. е.

*) См. (13) стр. 106.

**) Вліяніе давленія на оцѣзованіе цементита. *Howe* основываетъ на известномъ законѣ *Le Chatelier* (м. (13) сноска 16 на стр. 79).

линии $S'E'$, а при некоторых условиях получается даже чистый карбидъ желѣза.

Для объясненія этихъ явленій *Howe* предлагаетъ новую теорію процесса цементации, которая сводится къ слѣдующему. Цементация совершается волнообразно, вслѣдствіе происходящихъ незначительныхъ колебаній температуры. При пониженіи температуры изъ насыщеннаго цементирующимъ веществомъ (графитомъ) аустенита происходитъ выпаденіе цементита, вслѣдствіе чего аустенитъ перестаетъ быть насыщеннымъ относительно графита. При послѣдующемъ повышеніи температуры аустенитъ, ненасыщенный теперь относительно графита, вновь растворяетъ его. Опять слѣдуютъ пониженіе температуры съ выпаденіемъ цементита, повышеніе съ раствореніемъ графита и т. д.

Во время періодовъ повышенія температуры происходитъ также и обратное раствореніе выпавшаго цементита, но въ слояхъ, соприкасающихся съ цементирующимъ веществомъ, это раствореніе количественно *больше*, чѣмъ въ послѣдующихъ слояхъ, а это заставляетъ цементитъ диффундировать отъ поверхности къ центру при каждомъ повышеніи температуры. Результатомъ такихъ колебаній температуры и связаннаго съ ними поглощенія графита внѣшними слоями и передачи цементита отъ периферіи къ центру получается науглероживаніе желѣза въ степени большей, чѣмъ это слѣдуетъ по діаграммѣ состоянія для стабильной системы.

Относительно изложенной теоріи *Howe* необходимо сказать слѣдующее. Она основана на двухъ предположеніяхъ: 1) что во время цементации происходятъ постоянныя незначительныя колебанія температуры и 2) что во время періода повышенія температуры выпавшій цементитъ не успѣваетъ раствориться и поэтому аустенитъ получаетъ возможность вновь растворить нѣкоторое количество графита.

Оба эти предположенія не подтверждены экспериментально. Обращаясь къ фиг. 40, мы видимъ, что насыщенный графитомъ внѣшній слой цементируемаго предмета (точка a) можетъ начать выдѣленіе цементита, согласно вышеизложенному объясненію *Howe*, только въ точкѣ b . Интервалъ температуръ между точками a и b при большомъ разстояніи между линиями $S'E'$ и SE , какъ это принимаетъ *Howe*, долженъ быть значительнымъ. Значительныя (постоянныя) колебанія температуры при процессѣ цементации едва ли могутъ имѣть мѣсто. Кроме того, во время повышенія температуры отъ b до a , даже въ томъ случаѣ если бы выдѣлившійся цементитъ не успѣлъ вновь раствориться, все же аустенитъ поверхностнаго слоя не можетъ растворять графита, т. к. во всемъ интервалѣ $b-a$ онъ является относительно

графита пересыщеннымъ. Такое раствореніе можетъ произойти только при повышеніи температуры выше точки *a*, но это невозможно, такъ какъ температура цементациі предполагается постоянной.

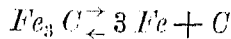
Второе предположеніе о томъ, что цементитъ во время періода повышенія температуры не успѣваетъ раствориться и что вслѣдствіе этого успѣваетъ раствориться графитъ въ аустенитѣ противорѣчитъ даннымъ практики закалки и цементациі стали, изъ которыхъ извѣстно что раствореніе цементита въ желѣзѣ (переходъ перлита въ аустенитъ) происходитъ гораздо быстрѣе, чѣмъ раствореніе (по *Howe*) элементарнаго углерода въ желѣзѣ (процессъ цементациі).

Изложенную теорію цементациі *Howe* предложилъ главнымъ образомъ для объясненія возможности полученія карбида Fe_3C изъ чистаго желѣза путемъ цементациі (опыты *Margueritte* ⁽²⁶⁾, *P. Charpy* ⁽²⁷⁾, *Howe* и *Offerhaus's* а*). Но какъ разъ къ этимъ опытамъ изложенная теорія не можетъ имѣть примѣненія, такъ какъ она рассматриваетъ явленія цементациі, т. е. науглероживанія элементарнымъ углеродомъ при температурахъ выше 700° , при которыхъ вопросъ о растворимости углерода въ желѣзѣ играетъ первенствующую роль, между тѣмъ какъ въ упомянутыхъ опытахъ науглероживаніе производилось не элементарнымъ углеродомъ, а окисью углерода и цианистымъ калиемъ при температурѣ ниже 700° , т. е. въ той области температуръ, гдѣ цементитъ совершенно не растворимъ въ желѣзѣ. Полученіе цементита при этихъ условіяхъ необходимо рассматривать какъ опредѣленную химическую реакцію образованія карбида желѣза, не имѣющую отношенія къ теоріи цементациі проф. *Howe*.

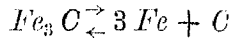
Процессъ цементациі получаетъ удовлетворительное объясненіе, если, какъ это было указано выше, предположить, что раствореніе элементарнаго углерода въ желѣзѣ происходитъ путемъ образованія карбида желѣза. Въ такомъ случаѣ, цементациі желѣза при данной температурѣ между 700° и 1134° можетъ происходить лишь до тѣхъ поръ, пока желѣзо не будетъ насыщено карбидомъ желѣза, т. е. перемѣщеніе фигуративной точки состава желѣза слѣва направо будетъ продолжаться до встрѣчи ея съ линіей *SE*. Этому требуетъ теорія одной діаграммы, это подтверждаютъ и нѣкоторыя экспериментальныя данныя.

Предлагаемое объясненіе процесса цементациі не находится въ противорѣчій и съ тѣмъ обстоятельствомъ, что карбидъ желѣза при температурахъ выше 700° является нестойкимъ соединеніемъ, т. е. что реакція:

*) *Metallurgie* т. VI (1909) стр. 82.



при температурѣ выше 700° можетъ идти слѣва направо. Дѣйствительно, свободный карбидъ при температурѣ выше 700° распадается; (на этомъ основанъ процессъ полученія ковкаго чугуна), но карбидъ, находящійся въ растворѣ, распаденію не подвергается, и поэтому образованіе карбида выше 700° можетъ происходить при условіи, если образующійся карбидъ растворяется въ окружающемъ его желѣзѣ. Такой ходъ не противорѣчитъ законамъ химіи. Такимъ образомъ, движеніе реакціи:



справа налѣво можетъ идти до тѣхъ поръ, пока все желѣзо не окажется насыщеннымъ карбидомъ. Движеніе же реакціи слѣва направо, т. е. распаденіе цементита, возможно только для цементита свободного, не находящагося въ растворѣ*).

II. Изъ высказаннаго положенія о процессѣ цементации слѣдуетъ, что науглероживаніе желѣза при данной температурѣ (между 700° и 1134°) должно окончиться въ тотъ моментъ, когда желѣзо окажется насыщеннымъ по отношенію цементита.

На діаграммѣ состоянія (фиг. 35) линія SE , показывающая предѣлъ растворимости цементита въ γ -желѣзѣ, опредѣлена проф. *Неун*'омъ только на протяженіи, обозначенномъ удлинненнымъ пунктиромъ. Дальнѣйшее теченіе этой линіи неизвѣстно. Если соединить точку E , опредѣленную авторомъ при $1,7\%$ C , съ концомъ линіи *Неун*'а, то получается плавная кривая SE , которая и должна опредѣлять конецъ цементации для различныхъ температуръ.

Для провѣрки положенія неизвѣстной части вѣтви линіи SE были произведены опыты цементации и отжига, имѣвшіе своей цѣлью опредѣлить то максимальное количество связаннаго углерода, которое можетъ

*) Это распаденіе имѣетъ мѣсто при графитобразованіи, а также и при отжигѣ бѣлаго чугуна. Оно совершается тѣмъ быстрее, чѣмъ выше температура и только до тѣхъ поръ, пока имѣется свободный цементитъ. Бѣлый чугунъ послѣ отжига долженъ представлять изъ себя конгломератъ изъ углерода отжига и металлической массы, содержащій въ себѣ столько связаннаго углерода, сколько соответствуетъ предѣлу насыщенія желѣза цементитомъ при температурѣ отжига. Если въ практикѣ наблюдаются случаи, гдѣ ковкия отливки содержатъ значительно меньше связаннаго углерода, чѣмъ этого требуетъ діаграмма состоянія, или совсѣмъ не содержатъ его, то это объясняется вліяніемъ кремнія (опыты *Wüst*'а²⁸), который способствуетъ распаденію карбида, понижая способность желѣза растворять его, а также непосредственнымъ выгораніемъ карбида изъ твердаго раствора при окислительномъ отжигѣ (теорія *Hadfield*'а²⁹). Распаденію карбида способствуетъ, повидямому, уменьшеніе давленія среды, на что указываютъ опыты отжига чугуна въ безвоздушномъ пространствѣ (*Wüst*³⁰).

образоваться въ желѣзѣ путемъ цементациі его элементарнымъ углеродомъ. При этомъ для подтвержденія высказанныхъ положеній интересно было прослѣдить различныя формы цементациі, а именно: внѣшнюю цементацию—при помощи цементирующаго вещества (углерода) и внутреннюю—посредствомъ графита въ сѣромъ чугунѣ и посредствомъ углерода отжига—въ бѣломъ отожженномъ чугунѣ,—въ послѣднемъ случаѣ для провѣрки предѣла распаденія свободнаго цементита.

Поэтому для опытовъ цементациі были взяты слѣдующіе матеріалы:

- 1) Шведское желѣзо (*N. E.*): $C = 0,041\%$,
- 2) Бѣлый шведскій чугунъ (*S. R.*): $C = 3,746\%$; граф. = 0% ;
- 3) Сѣрый мелкографитистый чугунъ, полученный изъ предыдущаго бѣлаго путемъ переплавки: *) $C = 3,674\%$; граф. = $2,263\%$ и связ. $C = 1,411\%$.

Опыты цементациі производились въ горизонтальной печи *Heraeus*'а. Результаты опытовъ сведены въ слѣдующую таблицу IV: См. таб. IV на стр. 43.

Въ опытахъ № 36—41 производилась цементациа (графитомъ) желѣзныхъ цилиндриковъ ($d = 8$ mm., $h = 20$ mm), помѣщенныхъ въ графитовые тигли. Эти опыты не дали положительныхъ результатовъ. Они лишь показали, что цементациа при условіяхъ опытовъ идетъ очень медленно и что она тѣмъ сильнѣе, чѣмъ выше температура цементациі **).

Въ опытахъ 42—43 былъ примененъ костяной уголь, и цементациа подвергались одновременно всѣ три матеріала. Въ этихъ двухъ опытахъ цементациа цилиндриковъ оказалась также незначительной, несмотря на 24-часовой нагрѣвъ, и поэтому опыты съ цилиндриками были оставлены. Опытъ 42 показалъ, что цементитъ бѣлаго чугуна не разложился при 1080° даже послѣ 3-хъ часового нагрѣва, это, въ согласіи съ опытами *Tiemann*'а (³¹), указываетъ, что распаденіе цементита ниже 1100° идетъ медленно. Въ опытѣ 43 послѣ 24-хъ часового нагрѣва цементитъ распался, и какъ показало микроскопическое изслѣдованіе, весь безъ остатка, при чемъ количество связаннаго углерода получилось по анализу равнымъ $1,607\%$, что согласно линіи *SE*, соотвѣтствуетъ растворимости цементита въ желѣзѣ при 1080° .

*) При переплавкѣ намѣренно былъ ускоренъ интервалъ затвердѣванія и замедлено послѣдующее охлажденіе, вслѣдствіе чего графитъ получился въ видѣ тонкихъ и мелкихъ пластинокъ.

**) Вліяніе температуры на скорость цементациі подробно изслѣдовали *Giolitti* и *Carnovali* (*Giess.-Zeit.* 1909 № 1 и 2).

ТАБЛИЦА IV.

Опытъ №	Материалъ.	Продолжитель- ность опыта въ часахъ.	Темпе- ратура опыта T° C.	А н а л и з ъ.			Способъ охла- жденія.	Примѣчанія.	
				Общій С. %	Гра- фитъ. %	Связ. С. %			
36	N. E.	1	1050	—	—	—	Охлаждены медленно.	Нецементированъ.	
37	N. E.	3	1040—50	—	—	—		Немного цементированъ съ краю.	
38	N. E.	17	1040—50	—	—	—		Цементированъ съ краю.	
39	N. E.	1	1100	—	—	—		Немного цементированъ съ краю.	
40	N. E.	3	1100—05	—	—	—		” ” ”	
41	N. E.	24	1100—10	—	—	—		Цементация не проникла до середины.	
42	N. E. S. R. G. R.	3	1080—90	—	—	—	З а м е ч е н ѳ.	Немного цементированъ съ краю.	
				—	—	—		Цементитъ не разложился.	
				3,672	2,084	1,592			
	N. E.			0,559	—	—		Цементированъ только съ краю.	
43	S. R.	24	1080—90	3,726	2,119	1,607			Полное разложеніе цементита.
	G. R.			—	—	—		Объемъ съ краевъ.	
44	N. E.	1	1115—20	1,635	—	1,635	З а м е ч е н ѳ.	При опытахъ цементация № 41—51	
45	N. E. G. R.	3	1115—20	1,659	—	1,659		(со стружками) микроскопическое	
				3,672	2,021	1,651		ислѣдованіе пробъ не могло быть	
46	N. E.	5	1110—20	1,661	—	1,661		произведено.	
47	N. E.	3	940—50	1,213	—	1,213			
48	N. E.	8	940—50	1,258	—	1,258			
49	N. E.	13	940—50	1,257	—	1,257			
50	N. E.	15	1020—80	1,455	—	1,455			
51	N. E.	15	1060—70	1,595	—	1,595			
63	S. R.	1/4	1135	3,581	1,818	1,713		Цементитъ разложился, начало плавленія.	

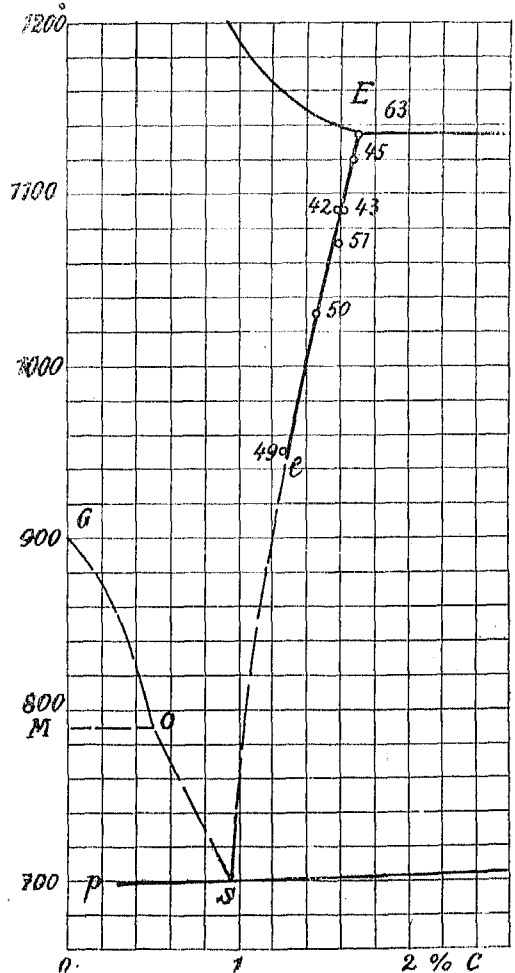
Въ опытахъ 44—51 для ускоренія процесса цементации примѣнялась смѣсь и 60% сахарнаго угля и 40% углекислаго барія и цементированію подвергались желѣзныя стружки*).

Эти опыты показали, что (въ условіяхъ опытовъ) цементация при 940°—950° достигаетъ своего предѣла въ теченіе 8 часовъ (опыты 46—48), такъ какъ при цементации въ продолженіи 13 часовъ количество поглощеннаго углерода не увеличилось. Цементация при температурѣ 1115°—1120° заканчивается черезъ три часа (опыты 44—46). Опытъ 50 и 51, какъ контрольные, были произведены продолжительностью въ 15 час., но и при этихъ условіяхъ количество поглощеннаго углерода оказалось соответствующимъ линіи *SE*.

Въ опытахъ 42 (*G. R.*) и 45 (*G. R.*) цементация произошла главнымъ образомъ насчетъ графита чугуна: содержаніе графита уменьшилось, количество связаннаго углерода (1,411%) возросло: въ первомъ случаѣ до 1,592% и во второмъ до 1,651%. Эти два опыта въ сравненіи съ опытами 36—41 показали, что внутренняя цементация идетъ значительно быстрѣе внѣшней, что и понятно, такъ какъ цементирующее вещество—графитъ въ первомъ случаѣ распределенъ по всей массѣ металла.

Наконецъ, опыты 43 (*S. R.*) и 63 (изъ слѣдующей серіи) удостовѣрили: 1), что распаденію подвергается только свободный цементитъ: въ опытѣ 43 (*S. R.*) количество оставшагося въ чугуна связаннаго углерода (цементита) соответствуетъ предѣлу насыщенія желѣза цементитомъ при данной температурѣ, и 2) что распаденіе цементита происходитъ гораздо быстрѣе при высокихъ температурахъ (1135°), чѣмъ при болѣе низкихъ, напримѣръ (1080°).

Результаты опытовъ № 42, 43, 45, 46, 49, 50, 51 изображены графически на фиг. 41,



Фиг. 41.

*) неключая опыта 45 (*G. R.*), въ которомъ, какъ и въ опытѣ 42 (*G. R.*) чугунокъ былъ въ видѣ цилиндрика указанныхъ размѣровъ.

изъ которой видно, что точки, представляющія количество углерода, поглещеннаго желѣзомъ при цементаци, расположились по кривой, которая практически точно является продолженіемъ кривой *Se*, послѣдняя же по опытамъ *Heyn*'а представляетъ линію предѣла растворенія цементита въ γ -желѣзѣ.

Результаты описанныхъ опытовъ, подтверждая высказанное положеніе о ходѣ процесса цементаци, находятся въ согласіи съ изслѣдованіи *Royston*'а⁽³²⁾, который подвергая внутренней цементаци при температурѣ 1030° ковкій чугуны и производя при той же температурѣ отжигъ бѣлаго чугуна получилъ въ обоихъ случаяхъ содержаніе связаннаго углерода, равное 1,50%. Они, однако, значительно отличаются отъ результатовъ опытовъ другихъ изслѣдователей, напимѣръ, *Charpy* и *Grenet*⁽³³⁾, *Heyn* и *Bauer*⁽³⁴⁾, *Charpy*⁽³⁵⁾, *Benedicks*⁽³⁶⁾ и *Hadfield*⁽³⁹⁾.

По даннымъ перечисленныхъ авторовъ (кромѣ *Hadfield*'а), растворимость элементарнаго углерода меньше, по даннымъ *Hadfield*'а больше, чѣмъ въ опытахъ автора.

Относительно изслѣдованій *Charpy* и *Grenet*, *Heyn*'а и *Bauer*'а необходимо указать, что матеріалы, которыми они пользовались, содержали значительное количество кремнія, который, какъ извѣстно, понижаетъ растворимость цементита въ желѣзѣ, поэтому полученныя ими данныя не могутъ служить для опредѣленія линіи *SE*.

Въ опытахъ *Charpy*⁽³⁵⁾ не указаны условія опытовъ. Необходимость снятія передъ анализомъ въ опытахъ (а) слоя въ 2 ммъ толщиной позволяетъ предположить, что во время нагрѣва произошло окисленіе (обезуглероживаніе). О такомъ окисленіи упомянуто при описаніи опытовъ серіи *b*. Такъ какъ при окислительномъ отжигѣ по теоріи *Hadfield*'а выгораетъ, непосредственно цементитъ, то можно предположить, что окисленіе въ опытахъ уменьшило содержаніе связаннаго углерода въ чугуны, вслѣдствіе чего „растворимость графита въ желѣзѣ при 1000°“ получилась только въ 1,00% *C*.

Benedicks не опредѣлялъ въ своихъ опытахъ растворимость графита въ желѣзѣ аналитически. Для температуры въ 910° ± 10° онъ считаетъ ее по виду структуры равной отъ 0,9% до 1,2% *C*. Последняя цифра близко подходит къ даннымъ автора.

Наконецъ, по опредѣленію *Hadfield*'а растворимость цементита въ желѣзѣ при 960° равна 1,63% *C*, что значительно превышаетъ данныя автора. Однако, едва ли эта цифра правильна: *Hadfield* цементировалъ сталь съ 1,64% *C* въ древесномъ углѣ при температурѣ 960°. По окончаніи цементаци содержаніе связаннаго углерода въ стали

не измѣнилось, откуда *Hadfield* заключаетъ, что 1,63% C (данное анализа послѣ цементации) и есть предѣлъ насыщенія желѣза цементитомъ. Если, однако, принять во вниманіе, что сталь съ 1,64% C при температурѣ 960° можетъ состоять изъ аустенита, насыщеннаго цементитомъ при данной температурѣ и *избыточно* цементита, не вошедшаго въ растворъ, то естественно, что количество углерода не могло быть увеличено цементацией. Анализъ же стали не могъ дать истинной величины растворимости цементита въ аустенитѣ, такъ какъ въ количество углерода 1,63% вошло неизвѣстное количество углерода цементита, оставшагося въ избыткѣ.

IV. Теорія плавлення и затвердѣванія желѣзо-углерод-сплавовъ.

Послѣ всѣхъ вышеизложенныхъ опытовъ, имѣвшихъ своею цѣлью провѣрку діаграммы состоянія желѣзо-углерод сплавовъ, отысканіе недостающихъ въ ней линій и разсмотрѣніе явленій цементаци и отжига, какъ процессовъ участвующихъ въ плавленіи и затвердѣваніи чугуна и стали, представляется возможнымъ перейти къ изслѣдованію самихъ процессовъ плавленія и затвердѣванія.

По настоящее время въ литературѣ извѣстны двѣ теоріи плавленія и затвердѣванія чугуна: теорія *Heun*'а и теорія *Gocrens*'а.

Эти двѣ теоріи согласуются другъ съ другомъ въ разсмотрѣніи процесса плавленія и затвердѣванія бѣлаго чугуна. Оба названныхъ автора признають этотъ процессъ обратимымъ, вслѣдствіе чего они принимаютъ, что температуры плавленія и затвердѣванія бѣлаго чугуна совпадаютъ другъ съ другомъ.

По отношенію къ сѣрому чугуну обѣ теоріи хотя и признають процессы плавленія и затвердѣванія сѣраго чугуна необратимыми, но совершенно различно излагають самый ходъ этихъ процессовъ.

а) Теорія *Heun*'а.

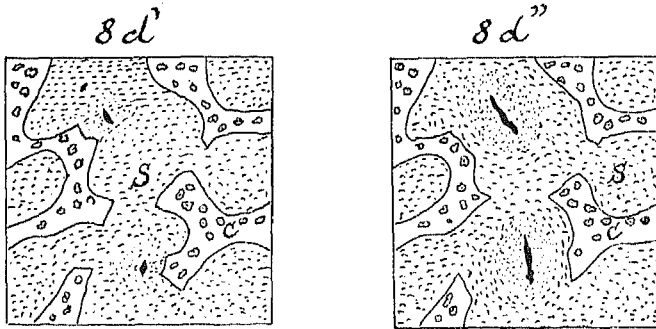
Проф. *Heun* (³⁷) предложилъ въ 1906 году объясненіе процессовъ плавленія и затвердѣванія бѣлаго и сѣраго чугуновъ и въ 1907 году въ работѣ совместно съ *Bauer*'омъ (³⁴) развилъ высказанныя ранѣе положенія, подтвердивъ ихъ экспериментальными данными.

Въ работѣ 1906 года *Heun* слѣдующимъ образомъ излагаетъ процессы затвердѣванія чугуновъ.

Бѣлый чугунъ затвердѣваетъ съ переохлажденіемъ, слѣдуя діаграммѣ состоянія, т. е. первоначально выдѣляются смѣшанные кристаллы (случай гиповтектическаго чугуна), затѣмъ затвердѣваетъ при 1130° эвтектика: смѣшанные кристаллы + цементитъ, далѣе изъ смѣшанныхъ кристалловъ выдѣляется вторичный цементитъ и наконецъ, при 700° образуется перлитъ.

Сѣрый же чугунъ обнаруживаетъ значительныя отклоненія отъ теоретическаго хода затвердѣванія, вслѣдствіе образованія графита: при затвердѣваніи его сначала выдѣляются смѣшанные кристаллы, затѣмъ при температурѣ 1130° (t_2) затвердѣваетъ эвтектика: смѣшанные кристаллы + цементитъ. Въ виду же того, что цементитъ какъ

свободный, такъ и находящийся въ растворъ не подвергается разложению только при температурахъ t_x^*), высшихъ чѣмъ t_2 , то существованіе его при температурахъ низшихъ t_2 возможно только вслѣдствіе переохлажденія, которое предотвращаетъ его отъ распада на графитъ и желѣзо (бѣлые чугуны). Это распаденіе (т. е. графитовыдѣленіе) можетъ быть полнымъ или частичнымъ, если переохлажденіе при помощи какого-нибудь фактора (*Anreiz*) будетъ уничтожено. *Неун* предполагаетъ, что разрушеніе переохлажденія, т. е. начало графитовыдѣленія происходитъ при температурѣ ниже t_2 , т. е. *послѣ затвердванія эвтектики*, и изображаетъ этотъ моментъ рисункомъ $8d'$ (фиг. 42): въ массѣ мартенсита (*S*) появляются два зародыша (*Keim*) графита.



Фиг. 42.

При дальнѣшемъ пониженіи температуры эти маленькія пластинки графита растутъ, *вытягивая углеродъ изъ окружающаго ихъ мартенсита*; вслѣдствіе этого вокругъ нихъ образуется площадка бѣднаго углеродомъ желѣза (рис. $8d''$). Наростаніе пластинокъ графита продолжается до температуры 700^0 (а быть можетъ и еще ниже).

Въ работѣ 1907 года *Неун*, подтверждая вышеизложенныя положенія, останавливается болѣе подробно на процессахъ плавленія чугуновъ, иллюстрируя ихъ діаграммой, представленной на фиг. 43.

Неун ⁽⁹⁾ различаетъ двѣ системы:

устойчивую *b*: желѣзо + графитъ
и неустойчивую *a*: желѣзо + карбидъ.

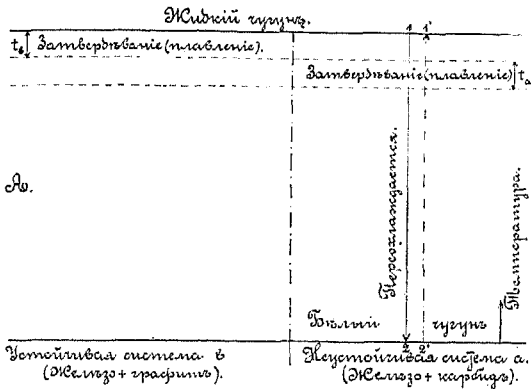
Сѣрый чугунъ представляетъ изъ себя устойчивую систему, бѣлый—неустойчивую.

Процессы плавленія и затвердванія согласно діаграммѣ фиг. 43 происходятъ слѣдующимъ образомъ:

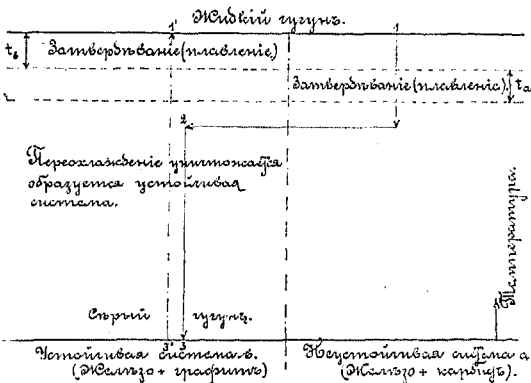
Жидкій чугунъ долженъ былъ бы затвердѣть въ области температуръ t_b въ видѣ устойчивой системы *b*. „Однако при этой температу-

*) См. (37) стр 1389.

рѣ t_b обстоятельства, повидимому, неблагоприятны для выдѣленія графита, поэтому чугунъ переохлаждается и затвердѣваетъ въ нѣсколько



ниже лежащей области температуръ t_a въ видѣ неустойчивой системы a . Если теперь при температурахъ ниже области t_a не появится фактора, способнаго уничтожить переохлажденіе, то чугунъ затвердѣетъ въ видѣ бѣлаго, а процессъ затвердѣванія изобразится на фиг. 43 (А) сплошной стрѣлкой 1—2. Если такой чугунъ нагрѣвать, и если во время нагрѣванія не наступитъ перехода въ устойчивую систему, то чугунъ расплавится, слѣдуя пунктирной стрѣлкѣ 2'—1', при чемъ процессы затвердѣванія и плавленія будутъ происходить при одной и той же темпера-



Фиг. 43.

турѣ, т. е. они будутъ обратимыми.

Если же послѣ затвердѣванія чугуна въ неустойчивую систему появится факторъ, который уничтожитъ переохлажденіе, то затвердѣваніе, (съ графитовыдѣленіемъ) пойдетъ по сплошной стрѣлкѣ 1—2—3 (фиг. 43 В), въ результатъ чего получится устойчивая система b —сѣрый чугунъ.

Плавленіе сѣраго чугуна будетъ происходить по пунктирной стрѣлкѣ 3'—1', т. е. цѣликомъ въ области устойчиваго равновѣсія, такъ какъ нѣтъ никакихъ основаній для того, чтобы сѣрый чугунъ перешелъ въ область неустойчиваго равновѣсія, а потому температура плавленія сѣраго чугуна (область t_b) будетъ выше температуры его затвердѣванія (t_a), что и согласуется съ данными практики.

Существенными чертами вышеизложенной теоріи *Неун*'а являются слѣдующія:

1) Плавленіе и затвердѣваніе бѣлаго чугуна слѣдуетъ диаграммѣ состоянія.

2) Плавленіе и затвердѣваніе сѣраго чугуна отклоняется отъ нея вслѣдствіе графитовыдѣленія.

3) Графитовыдѣленіе начинается *послѣ* затвердѣванія эвтектики смѣшанные кристаллы + цементитъ, является слѣдствіемъ уничтоженія переохлажденія при помощи нѣкотораго фактора и оканчивается около 700°.

4) Пластинки графита зарождаются въ смѣшанныхъ кристаллахъ (мартенситъ) и растутъ насчетъ углерода послѣднихъ.

5) Эвтектика: смѣшанные кристаллы + цементитъ, повидимому, совсѣмъ не принимаетъ участія въ графитообразованіи или же участвуетъ въ немъ косвенно, отдавая свой цементитъ черезъ толщину кристалловъ пластинкамъ графита.

Изложенная теорія, не освѣщая достаточно ясно разныхъ сторонъ процессовъ плавленія и затвердѣванія чугуновъ, возбуждаетъ, по мнѣнію автора, сомнѣніе въ правильности нѣкоторыхъ своихъ положеній, такъ какъ:

1) она не подтверждена въ надлежащей мѣрѣ экспериментально,

2) не принимаетъ во вниманіе двухъ существенныхъ факторовъ: цементации и скорости нагрѣва (и охлажденія), несомнѣнно вліяющихъ на процессы плавленія и затвердѣванія чугуновъ,

и 3) такъ какъ опыты изслѣдованія *Goerens*'а и автора по вопросу о графитообразованіи, находятся въ противорѣчій съ пунктами 3, 4 и 5, утверждающими, что *графитъ зарождается въ мартенситѣ послѣ затвердѣванія* эвтектики, цементитъ которой только *косвенно* участвуетъ въ образованіи пластинокъ графита.

б) Теорія *Goerens*'а.

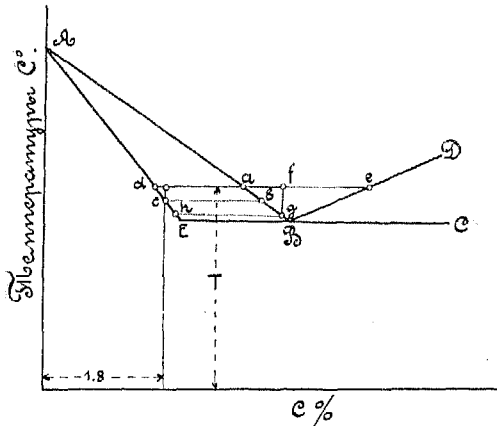
Проф. *Goerens* разсматриваетъ процессъ плавленія и затвердѣванія бѣлаго чугуна, какъ обратимый и протекающій теоретически правильно. Полученіе бѣлаго чугуна (въ чистыхъ желѣзо-углерод-сплавахъ) возможно, однако, только при условіи быстрого охлажденія, которое препятствуетъ распаденію цементита на составныя части: желѣзо и графитъ.

Если же охлажденіе идетъ медленно, то цементитъ, выдѣляющійся во время затвердѣванія эвтектики (а также первичный цементитъ, выдѣляющійся по линіи *BD*), подвергается распаденію и, въ зависимости отъ скорости охлажденія, получается или сѣрый, или половинчатый чугунъ.

Такимъ образомъ, согласно теоріи *Goerens*'а, *графитовыдѣленіе есть распаденіе цементита* и, главнымъ образомъ, цементита эвтектики, такъ какъ распаденіе первичнаго цементита даетъ графитъ въ

формѣ такъ называемой „спѣли.“ Графитовыдѣленіе поэтому *соотвѣствуетъ* съ интерваломъ затвердѣванія эвтектики, и, чѣмъ этотъ интервалъ продолжительнѣе, чѣмъ, слѣдовательно, охлажденіе медленнѣе, тѣмъ полнѣе совершается графитовыдѣленіе, тѣмъ грубѣе, т. е. больше по величинѣ, получаютъ пластинки графита. Если распадѣніе цементита въ періодъ затвердѣванія эвтектики, несмотря на медленное охлажденіе, не произошло полностью, то возможно распадѣніе его и послѣ окончанія затвердѣванія эвтектики, но тогда продуктомъ распадѣнія будетъ углеродъ въ формѣ углерода отжига.

Для процесса плавленія сѣраго чугуна *Goerens* предлагаетъ слѣдующее объясненіе (фиг. 44):



Фиг. 44.

Металлическая масса сѣраго чугуна представляетъ изъ себя сталь, по этому температура плавленія чугуна должна зависѣть отъ количества содержащагося въ немъ связаннаго углерода.

Положимъ, что имѣется чугунъ съ 1, 8 % связаннаго углерода. При нагреваніи такого чугуна онъ начнетъ плавиться въ точкѣ с, т. е. въ

точкѣ пересѣченія ординаты состава его металлической массы съ линіей *АЕ*. Съ этого момента онъ вступаетъ въ область *АВЕ*, въ которой смѣшанные кристаллы находятся въ равновѣсіи съ богатой углеродомъ жидкой фазой. При незначительномъ повышеніи температуры, на примѣръ, до T^0 , однородная твердая масса распадается на жидкую фазу съ $a\%$ С и на смѣшанные кристаллы съ $d\%$ С. Такъ какъ при температурѣ T^0 жидкая фаза можетъ растворить до $e\%$ С, то она будетъ имѣть стремленіе растворять графитъ, образуя при этомъ карбидъ. Вслѣдствіе этого создавшееся для температуры T^0 равновѣсіе нарушится; оно можетъ возстановиться только въ томъ случаѣ, если смѣшанные кристаллы тоже будутъ измѣнять свой составъ до тѣхъ поръ, пока они не окажутся въ равновѣсіи съ жидкой фазой новаго состава.

Если предположить, что жидкая фаза *а* растворитъ въ себѣ углеродъ до содержанія его въ $f\%$, то съ жидкостью такого состава могутъ находиться въ равновѣсіи только смѣшанные кристаллы, содержащіе $h\%$ С, что ясно изъ графическаго построенія, сдѣланнаго на фиг. 44.

Такимъ образомъ, для возстановленія равновѣсія, нарушеннаго тѣмъ, что жидкая фаза растворила нѣкоторое количество графита, смѣшанные кристаллы должны увеличить содержаніе углерода, растворивъ часть карбида, заключающагося въ жидкой фазѣ. Вслѣдствіе этого жидкая фаза станетъ бѣднѣе углеродомъ и получить снова возможность растворить нѣкоторое количество графита и т. д.

Такой кругооборотъ будетъ повторяться до тѣхъ поръ, пока для данной температуры не установится нѣкоторое равновѣсное состояніе.

Само собою понятно, что чѣмъ меньше сѣрый чугуны будетъ содержать связаннаго углерода, тѣмъ выше будетъ лежать точка c , т. е. тѣмъ выше будетъ температура плавленія даннаго чугуна, что и согласуется съ опытными ислѣдованіями.

Въ основѣ изложенной теоріи плавленія сѣраго чугуна лежитъ предположеніе, что для установленія равновѣсія между смѣшанными кристаллами и жидкой фазой температура сплава должна то опускаться, то подыматься. Если принять во вниманіе, что насыщеніе жидкой фазы углеродомъ отъ a до f не можетъ, какъ это предполагаетъ *Goerens*, совершаться при *постоянной* температурѣ, такъ какъ жидкій сплавъ въ данномъ случаѣ находится въ области ABD , т. е. въ области диваріантнаго равновѣсія, то размахи колебанія температуры должны быть больше, чѣмъ на это указываетъ *Goerens*, а это едва-ли отвѣчаетъ дѣйствительности. Кромѣ того, въ теоріи *Goerens*'а не принята во вниманіе скорость нагрѣванія, которая не можетъ не отражаться на ходѣ внутренней цементации. Оба эти обстоятельство заставляютъ сомнѣваться, чтобы плавленіе сѣраго чугуна дѣйствительно совершалось такъ, какъ это предполагаетъ *Goerens*.

Теорія *Heun*'а и особенно *Goerens*'а даютъ много важныхъ указаній для уясненія процессовъ плавленія и затвердѣванія чугуновъ. Онѣ, однако, въ нѣкоторыхъ своихъ положеніяхъ не подтверждены экспериментально, онѣ высказываютъ предположенія, которыя едва-ли имѣютъ мѣсто въ дѣйствительности, онѣ, наконецъ, не принимаютъ во вниманіе вліянія скорости нагрѣва въ процессѣ плавленія сѣрыхъ чугуновъ. Все это вмѣстѣ взятое лишаетъ эти теоріи ихъ полной приложимости для разъясненія нѣкоторыхъ вопросовъ въ процессахъ плавленія и затвердѣванія чугуновъ и требуетъ дальнѣйшаго изученія упомянутыхъ процессовъ.

Съ означенной цѣлью авторомъ были произведены слѣдующіе опыты.

с) *Опытное изслѣдованіе процесса плавленія чугуновъ.*

Изслѣдованіе измѣненія структуры и химическаго состава бѣлаго и сѣраго чугуновъ при постепенномъ нагрѣваніи ихъ вплоть до рас-

плавления было произведено при помощи метода закалки. Обстановка опытовъ была такая же, какъ и при опредѣленіи линіи *AE*; пробы (для выполнения химическаго анализа), вѣсили 10 gr.

Матеріалы, примененные для опытовъ, были слѣдующаго состава:

Бѣлый шведскій чугуны:

$C = 3,746\%$; $Si = 0,032\%$; $Mn = 0,18\%$; $P = 0,024\%$ и $S = 0,0076\%$
и сѣрый чугуны:

общее $C = 3,674\%$ и граф. = $2,263\%$

полученный переплавкой*) бѣлаго чугуна указаннаго состава.

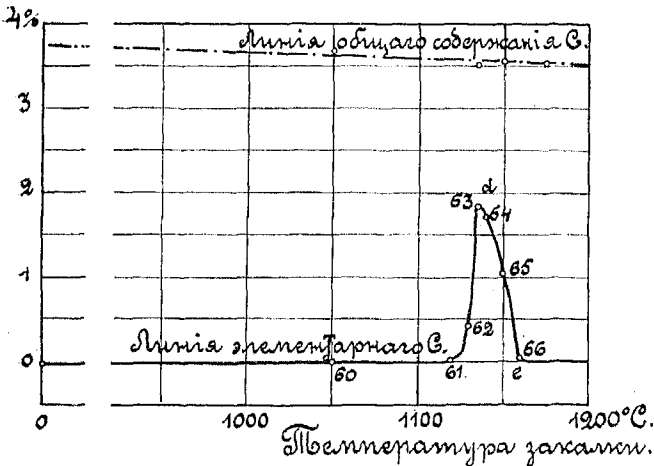
Продолжительность нагрѣва пробъ при различныхъ температурахъ была установлена на основаніи предыдущихъ опытовъ автора (15) при изслѣдованіи процесса графитовыдѣленія.

Всѣ пробы послѣ закалки были отшлифованы и изслѣдованы подъ микроскопомъ и затѣмъ въ нихъ было опредѣлено химическимъ анализомъ общее содержаніе углерода и графита.

Данныя и результаты опытовъ сведены въ таблицу V: См. таб. V на стр. 54.

Результаты опытовъ изображены также графически на фиг. 45 и 46

Кривая фиг. 45 представляетъ измѣненіе содержанія графита въ



Фиг. 45.

сѣромъ чугуны при медленномъ нагрѣвѣ его вплоть до расплавления. Эта кривая съ несомнѣнностью указываетъ, что количество графита постепенно убываетъ, т. е. что во время процесса нагрѣванія и плавленія чугуна происходитъ внутренняя цементация. Изъ фиг. 45

видно также, что при скорости нагрѣванія, имѣвшей мѣсто въ опытахъ, металлическая масса чугуна не мѣняетъ своего состава вплоть до 1000° . Начиная съ этой температуры, наблюдается цементирующее

*) См. своску на стр. 42.

ТАБЛИЦА V.

	Сплав №	Температура пробы в момент заката $T^{\circ} C$.	Продолжительность нагрева при T° в ваннах.	А н а л и з			Фигура №	Структура закаленных проб.
				Общий C %	Гра- фитъ %	Сви- запный C %		
С ѣ р ы ч у г у н ь.	52	1000	30	3,593	2,212	1,381		Мартенситъ и графитъ.
	53	1070	25	—	2,011	—		" "
	54	1120	20	3,498	1,794	1,704		Аустенитъ и графитъ.
	55	1130	15	—	1,643	—	47	X-структура и графитъ.
	56	1140	12	—	1,485	—		X-структура, графитъ и ледебуритъ.
	57	1150	12	3,506	0,726	2,780	48	Количество ледебурита увеличилось.
	58	1160	10	—	Слѣды	—		Бѣлый чугуны.
	59	1175	10	3,496	Нѣтъ	3,496		" "
	Б ѣ л ы й ч у г у н ь.	60	1050	40	3,621	Нѣтъ	3,621	
61		1120	20	—	Слѣды	—		" "
62		1130	15	—	0,420	—		" "
63		1135	15	3,531	1,818	1,713	49	X-структура и элем. углеродъ.
64		1140	12	—	1,741	—		X-структура, элем. углеродъ и ледебуритъ.
65		1150	12	3,560	1,024	2,536	50	Количество ледебурита увеличилось.
66		1160	10	—	Слѣды	—		Бѣлый чугуны.
67		1175	10	3,561	Нѣтъ	3,561		" "

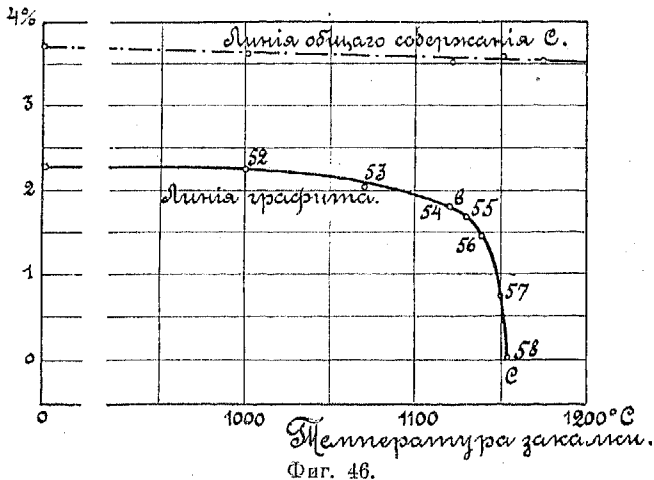
дѣйствіе графита*), которое проявляется тѣмъ сильнѣе, чѣмъ выше температура, достигая своего *maximum'a* между 1120° — 1150° .

Фиг. 47 (опытъ 55) представляетъ строеніе сѣраго чугуна передъ началомъ плавленія. Чугунъ состоитъ изъ маленькихъ пластинокъ графита, лежащихъ въ основной массѣ, напоминающей собою аустенитъ. Структура этой массы, представляющая собою однородные кристаллы, пронизанные правильно расположенными тонкими коричневаго цвѣта иглами, была названа въ предшествующей работѣ *Goerens'a* и автора (15) „чисто аустенитовой“. Въ виду того, однако, что эта структура начительно отличается отъ недавно опубликованныхъ *Mauer'* омъ (98) структуръ нормального аустенита, и въ тоже время непохожа ни на одинъ изъ извѣстныхъ уже структурныхъ элементовъ желѣзо-углерод-сплавовъ, — она въ дальнѣйшемъ будетъ именоваться X структурой.

Фиг. 48 (опытъ 57) показываетъ строеніе сѣраго чугуна въ періодъ плавленія (T зак. = 1150°). Характерная структура сѣраго чугуна пропала. Въмѣсто нея на фиг. 48 видны смѣшанные кристаллы и ледебуритъ, т. е. структура бѣлаго чугуна.

Анализъ пробы опыта 58 далъ слѣды графита, что указываетъ на окончаніе при температурѣ около 1160° внутренняго процесса цементации.

Итакъ, настоящая серія опытовъ доказываетъ, что при плавленіи сѣраго чугуна идетъ внутренній процессъ цементации графитомъ. Образование цементита и раствореніе его въ γ —желѣзѣ совершается какъ въ области твердыхъ растворовъ, т. е. въ площади $AESGA$ на фиг. 35 (опыты 52—55), такъ и во время періода плавленія, когда чугунъ находится въ ΔABE (опыты 56—58).



Фиг. 46.

Ислѣдованіе процесса плавленія бѣлаго чугуна показало, что въ условіяхъ опытовъ цементитъ бѣлаго чугуна при температурѣ, близкой къ эвтектической (1134°) распадается на свои составныя части. Это явленіе наглядно изображаетъ фиг. 46. На ней видно, что линія,

*) Понятно, что цементация должна проявиться тѣмъ больше, чѣмъ медленнѣе идетъ нагрѣваніе. Возможно, что при болѣе медленномъ чѣмъ въ опытахъ нагрѣвѣ цементирующее дѣйствіе графита начинается ниже 1000° .

представляющая содержаніе элементарнаго углерода въ бѣломъ чугуѣ дѣлаетъ при 1120° рѣзкій скачекъ вверхъ, т. е. что до 1120° бѣлый чугунъ не содержалъ элементарнаго углерода, а, начиная съ этой температуры, химическій анализъ обнаружилъ появленіе элементарнаго углерода.

Какъ показали опыты, распаденіе цементита совершается очень быстро въ интервалѣ 1120° — 1135° .

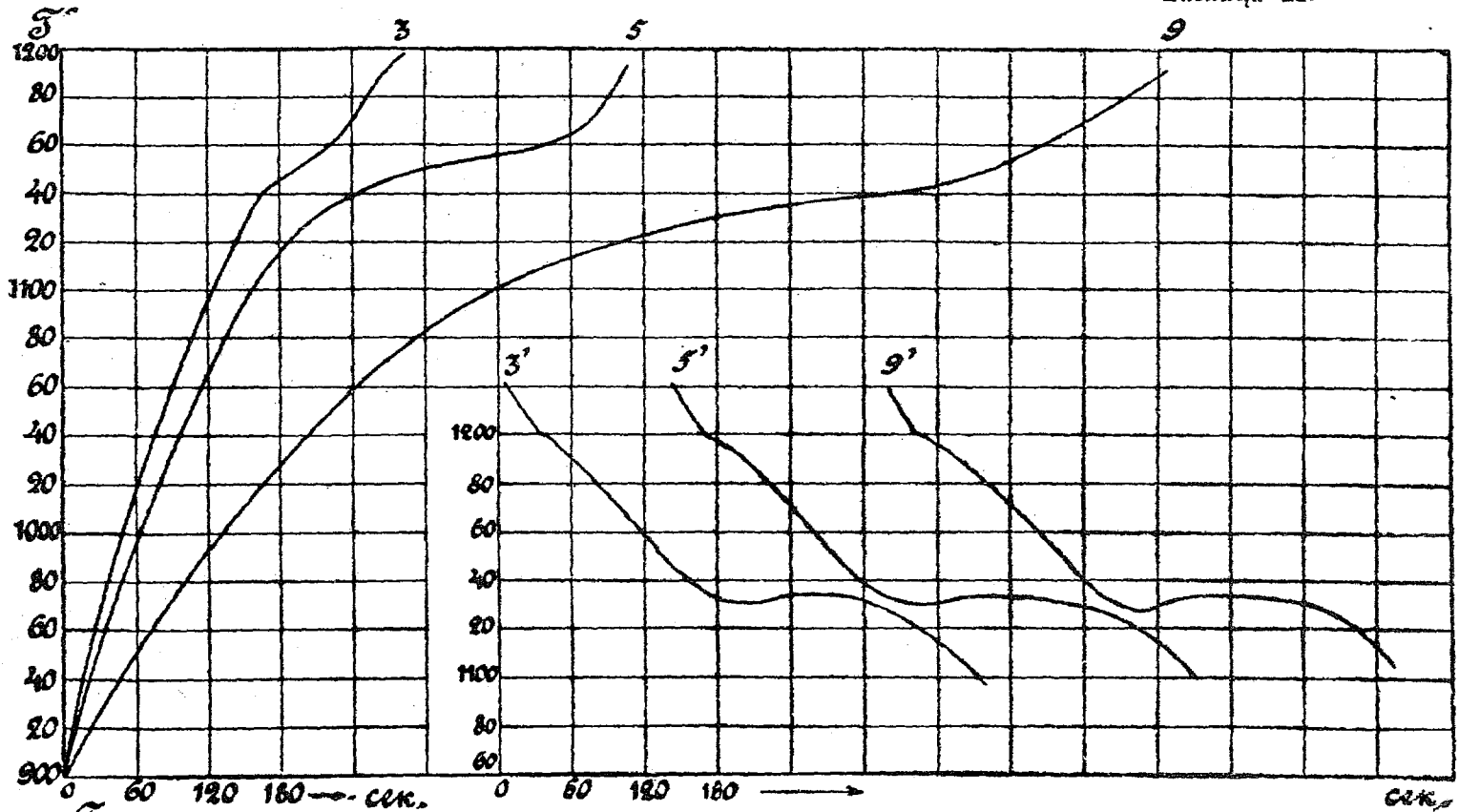
При 1135° (опытъ 63), т. е. при температурѣ начала плавленія (эвтектической), весь избыточный цементитъ разложился, такъ какъ количество связаннаго углерода въ чугуѣ (1,713%) соотвѣтствуетъ предѣлу растворенія цементита въ γ -железѣ при эвтектической температурѣ. Такимъ образомъ, передъ началомъ плавленія бѣлый чугунъ представляетъ изъ себя смѣсь изъ кристалловъ X—структуры и элементарнаго углерода (графита или углерода отжига), какъ это подтверждаетъ фиг. 49, т. е. *переходитъ въ стадию сырого чугуна*, послѣ чего уже начинается процессъ плавленія. Естественно, что въ дальнѣйшемъ процессъ плавленія бѣлаго чугуна не можетъ отличаться отъ сыраго, такъ какъ явленія внутренней цементации должны быть въ томъ и другомъ случаѣ одни и тѣже. Это подтверждаетъ и видъ вѣтви *de* кривой (фиг. 46), которая подобна соотвѣтствующей части *cb* кривой сыраго чугуна на фиг. 45. Объ этомъ говоритъ и структура чугуна на фиг. 50 (опытъ 65, $T_{\text{зак.}} = 1150^{\circ}$), которая ничѣмъ не отличается отъ структуры сыраго чугуна, изображенной на фиг. 48. ($T_{\text{зак.}} = 1150^{\circ}$).

Итакъ, вторая серія опытовъ даетъ указаніе на то, что при плавленіи бѣлаго чугуна въ зависимости отъ скорости нагрѣва можетъ имѣть мѣсто распаденіе цементита (частичное или полное). Надо предполагать, что при медленномъ нагрѣвѣ чугуна въ технической плавкѣ *такое распаденіе цементита совершается*, а потому *бѣлый чугунъ при плавленіи проходитъ стадию сырого чугуна и самый процессъ плавленія не является обратимымъ*, какъ это предполагаютъ теоріи *Петт'а* и *Goerens'a*.

Изъ предыдущихъ опытовъ выяснилось, что передъ плавленіемъ и въ періодъ плавленія чугуна совершается внутренняя цементация. Такъ какъ процессъ цементации требуетъ для своего совершенія опредѣленнаго промежутка времени, то не можетъ подлежать сомнѣнію, что скорость нагрѣва чугуна должна вліять на процессъ плавленія чугуна въ томъ смыслѣ, что плавленіе чугуна, должно начинаться при тѣмъ болѣе низкой температурѣ, чѣмъ медленнѣе идетъ нагрѣваніе.

Для провѣрки этого положенія были произведены слѣдующіе опыты плавленія чугуна съ различной скоростью.

Таблица II.

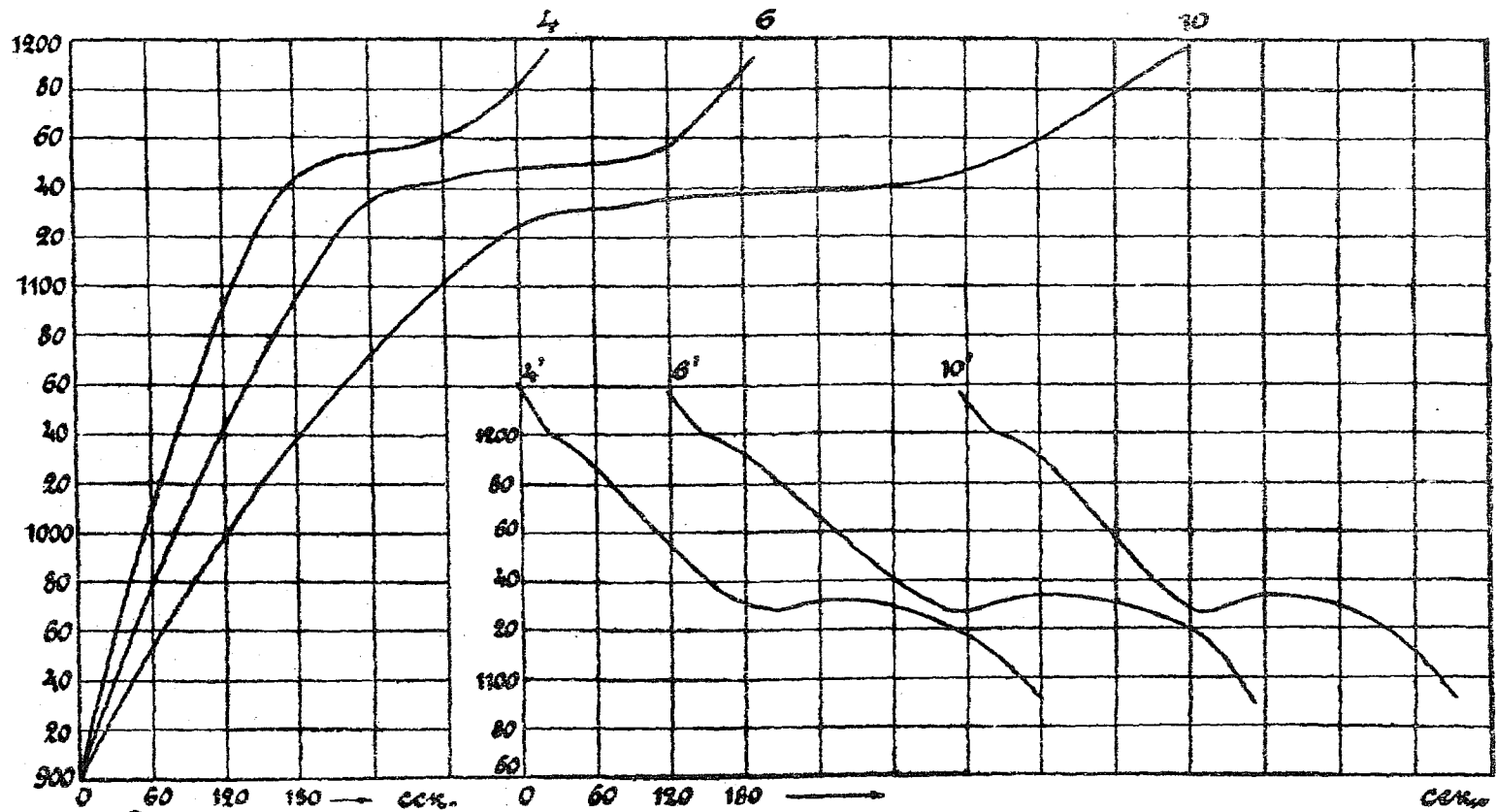


Большой шунт.

Фиг. 51.

Н. Гувоский. Къ теорія системы: желѣзо-углеродъ.

Томскъ, Типо-лит. Сиб. Тов. Печ. Дѣла.



Скорый процесс.

Фиг. 52.

Н. Гувоский. Къ теорія системы: желѣзо-углеродъ.

Томскъ, Типо-лит. Сиб. Тов. Печ. Дѣла.

Въ криптолевуую печь, (описанную на стр. 14), нагрѣтую до нѣкоторой постоянной, но различной въ различныхъ опытахъ температуры, помѣщался тигель съ мелкоиздробленнымъ бѣлымъ чугуномъ, указаннаго выше (стр. 53) состава. Температура печи (1200°, 1300°, 1400°, 1500° и 1600°), остававшаяся неизмѣнной во время опыта снятія кривой нагрѣванія, обуславливала опредѣленную скорость процесса плавленія. Послѣ того какъ плавленіе оканчивалось, тигель изъ печи вынимался, помѣщался въ подогрѣтый до 500° трипель и съ чугуна снималась кривая охлажденія.

Вслѣдъ за этимъ съ того же чугуна, который вслѣдствіе переплавки дѣлается сѣрымъ*), при этой же температурѣ печи снималась кривая нагрѣванія и затѣмъ кривая охлажденія.

На фиг. 51 и 52 представлены характерныя кривыя, полученныя при этихъ опытахъ, данныя о которыхъ помѣщены въ таблицѣ VI.

ТАБЛИЦА VI.

Кривая №	Нагрѣваніе.						Охлажденіе.			
	Скорость нагрѣванія въ интервалѣ 900°—1100° C въ секундахъ на 100°.		Температура начала плавленія °C.		Продолжительность эвтектической остановки въ секундахъ.		Начало затвердѣванія °C.		Температура эвтектической остановки °C.	
	Бѣлый чугунъ.	Сѣрый чугунъ.	Бѣлый чугунъ.	Сѣрый чугунъ.	Бѣлый чугунъ.	Сѣрый чугунъ.	Бѣлый чугунъ.	Сѣрый чугунъ.	Бѣлый чугунъ.	Сѣрый чугунъ.
1	45	—	1145	—	76	—	1194	—	1134	—
2	—	57	—	1150	—	158	—	1198	—	1135
3	61	—	1141	—	68	—	1200	—	1133	—
4	—	64	—	1140	—	172	—	1199	—	1134
5	80	—	1139	—	226	—	1198	—	1132	—
6	—	93	—	1144	—	240	—	1200	—	1134
7	90	—	?	—	216	—	1201	—	1134	—
8	—	105	—	1134	—	240	—	1198	—	1136
9	177	—	?	—	410?	—	1200	—	1134	—
10	—	148	—	1134	—	390	—	1199	—	1132

*) Въ чемъ убѣждались разбитіемъ королька.

Видъ кривыхъ и данныя таблицы VI подтверждаютъ высказанное предположеніе о вліяніи скорости нагрѣва на процессы плавленія сѣраго и бѣлаго чугуновъ: температура начала плавленія лежитъ тѣмъ выше, тѣмъ быстрее совершается нагрѣваніе чугуна. Это вліяніе у сѣраго чугуна выражается рѣзче, чѣмъ у бѣлаго.

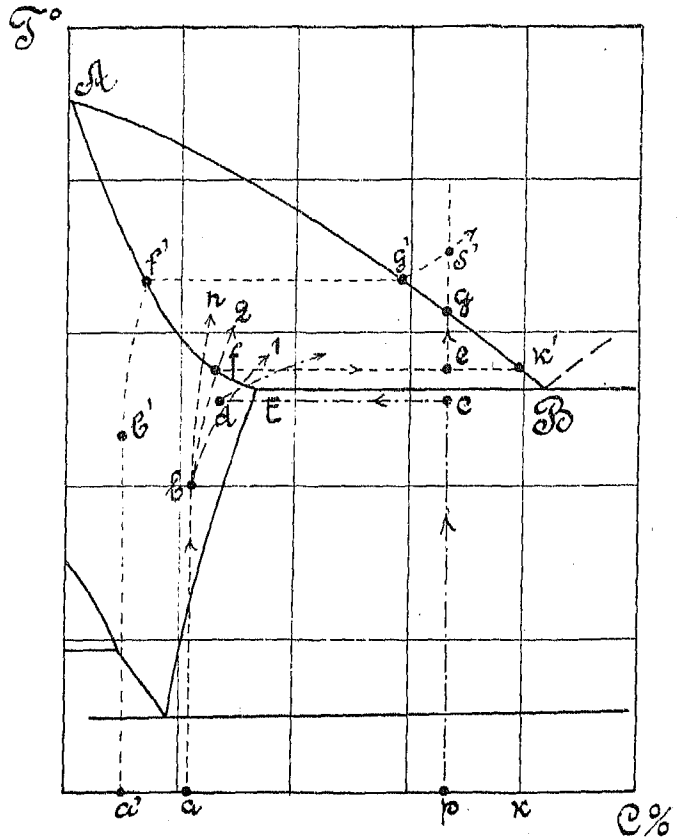
Что касается кривыхъ охлажденія, то они у обоихъ чугуновъ имѣютъ одинаковый видъ, внѣ зависимости отъ скорости ихъ нагрѣванія. Это и естественно, такъ какъ скорость охлажденія во всѣхъ опытахъ была практически одинаковая, такъ что бѣлый чугунъ при данной скорости охлажденія превращался въ сѣрый. (Полученіе бѣлаго чугуна могло бы имѣть мѣсто только при болѣе быстромъ охлажденіи, при которомъ цементитъ не получилъ бы возможности разложиться въ періодъ затвердѣванія эвтектики). *)

Настоящіе опыты въ связи съ результатами предшествующихъ работъ автора, позволяютъ предложить слѣдующее объясненіе процессовъ плавленія и затвердѣванія чугуновъ.

d) Теорія плавленія и затвердѣванія чугуновъ.

1) Плавленіи сѣраго чугуна.

Предположимъ, что чугунъ, подвергающійся плавленію, содержитъ $p^0/0$ углерода (фиг. 53). Количество химически связан-



Фиг. 53.

*) Кромѣ быстроты охлажденія распадненіе цементита можетъ, повидному, находиться въ зависимости отъ несовпаденія максимальныхъ величинъ $(C. K. \text{ и } C. K.)$, регулирующихъ собою процессъ кристаллизаціи [см. Тамманн (18)].

наго углерода равняется a ‰**). Разность $(p-a)$ ‰ представляет содержаніе графита.

Такой чугуны необходимо разсматривать какъ сталь съ a ‰ C , пронизанную пластинками графита. Если бы графитъ не оказывалъ при высокихъ температурахъ цементирующаго дѣйствія, то начало плавленія разсматриваемаго чугуна произошло бы въ точкѣ пересѣченія ординаты a съ линіей AE (теорія Gocrens'a). Если бы графитъ и въ дальнѣйшемъ не оказывалъ вліянія, то мы имѣли бы случай плавленія стали, протекающій теоретически правильно, какъ это было изложено на стр. (случай I). Но при нагрѣваніи сѣраго чугуна фактически имѣетъ мѣсто внутренняя цементация, поэтому фигуративная точка состава металлической массы чугуна будетъ перемѣщаться по вертикали вверхъ только до нѣкоторой точки b , начиная съ которой составъ металлической массы чугуна будетъ измѣняться вслѣдствіе внутренней цементации, и фигуративная точка состава пойдетъ по одному изъ путей обозначенныхъ цифрами: 1, 2 n . Положеніе точки b и кривыхъ: 1, 2 n зависитъ отъ скорости нагрѣванія. Чѣмъ скорость нагрѣванія больше, тѣмъ выше лежитъ точка b , тѣмъ круче путь $b-n$, тѣмъ выше температура начала плавленія чугуна, представляющая изъ себя точку пересѣченія одного изъ путей $b-n$ съ линіей AE .

Каковъ бы ни былъ составъ металлической массы сѣраго чугуна (или вообще состава чугуна), всегда можно предположить такую скорость нагрѣванія, при которой фигуративная точка состава будетъ передвигаться по нѣкоторому пути, пересѣкающему линію AE въ точкѣ E , т. е. начало плавленія будетъ совпадать съ эвтектической температурой (1134°), а потому утвержденіе предыдущихъ теорій, что сѣрый чугуны всегда плавится при температурѣ высшей, чѣмъ бѣлый, теоретически неправильно.

Съ того момента, когда фигуративная точка перейдетъ въ треугольникъ ABE (положимъ по пути $b-2$), металлическая масса чугуна начнетъ плавиться, т. е. произойдетъ распадентіе ея на твердую фазу (смѣшанные кристаллы) состава f ‰ C и жидкую фазу состава k' ‰ C . Въ дальнѣйшемъ процессъ плавленія не можетъ итти, какъ у стали, т. е. по вертикали вверхъ, вслѣдствіе присутствія лишней твердой фазы—графита, проявляющаго свое цементирующее дѣйствіе.

Всѣ кривыя нагрѣванія сѣраго чугуна показали отчетливо остановку съ горизонтальнымъ участкомъ. Такая остановка свидѣтель-

**.) Количество связаннаго углерода въ чугунахъ колеблется. Оно часто бываетъ менѣе 0,90 ‰ что, однако, не вліяетъ на сущность предлагаемаго объясненія процесса плавленія.

ствуетъ о томъ, что при плавленіи сѣраго чугуна происходитъ нѣкоторый процессъ при постоянной температурѣ, теченіе котораго возможно предположить лишь въ томъ случаѣ, если составъ принимающихъ въ немъ участіе фазъ остается постояннымъ. Слѣдовательно, на горизонтальномъ участкѣ кривыхъ нагрѣванія составъ фазъ: жидкой k' , твердой f и графита *не мѣняется, измѣняются лишь ихъ количества.*

Графически этотъ періодъ процесса плавленія изобразится тѣмъ, что фигуративная точка состава будетъ передвигаться по горизонтали отъ f къ e , и это движеніе будетъ совершаться до тѣхъ поръ, пока одна изъ фазъ, а именно графитъ, не израсходуется, т. е. *пока не окончится внутренняя цементация.* Послѣднее совершится въ точкѣ e , соответствующей исходному составу чугуна ($p\%$ углерода). Начиная отсюда, процессъ плавленія пойдетъ теоретически правильно по вертикали eg вверхъ. Температура окончанія плавленія чугуна опредѣлится пересѣченіемъ ординаты состава его съ линіей AB , т. е. точкой g .

Такимъ образомъ, въ плавленіи сѣраго чугуна слѣдуетъ различать три періода:

- 1) цементация твердаго металла,
- 2) образованіе жидкой фазы путемъ цементации,
- 3) собственно плавленіе.

Въ первомъ періодѣ движеніе фигуративной точки состава металлической массы происходитъ отъ a до f , во второмъ отъ f до e и въ третьемъ отъ e до g .

Теченіе процесса внутренней цементации въ первомъ періодѣ обусловливаетъ собою температуру (начала) плавленія чугуна, которая является, такимъ образомъ, для чугуна одного и того же состава *величиной переменной, зависящей отъ скорости нагрѣванія.*

Температура конца плавленія сѣраго чугуна зависитъ отъ совокупности теченій второго и третьяго періодовъ, а такъ какъ въ теченіи этихъ періодовъ возможны нѣкоторыя отклоненія отъ описаннаго хода, то и температура конца плавленія сѣраго чугуна даннаго состава является также *величиной непостоянной.*

На самомъ дѣлѣ, въ теченіи второго періода происходитъ образованіе жидкой фазы путемъ цементации. Это происходитъ, надо полагать, такъ, что пластинка графита науглероживаетъ окружающій ее смѣшанный кристаллъ (состава f') до тѣхъ поръ, пока онъ не достигнетъ состава жидкости фазы k , послѣ чего смѣшанный кристаллъ плавится. При этомъ нѣкоторыя пластинки графита могутъ оказаться

окруженными только жидкимъ металломъ, а тогда возможно, что онѣ, вслѣдствіе малаго удѣльнаго вѣса, всплывутъ на поверхность и выдѣлятся въ формѣ спѣли*). Каждая такая пластинка, всплывавшая на поверхность уменьшаетъ содержаніе углерода въ чугуна, поэтому фигуративная точка состава при движеніи отъ f вправо не дойдетъ до точки e : третій періодъ начнется *раньше*, и температура конца плавленія будетъ лежать *выше* точки g , т. е. не будетъ уже опредѣляться точкой пересѣченія линіи AB съ ординатой исходнаго состава чугуна.

Возможны и такіе случаи, гдѣ третій періодъ плавленія будетъ отсутствовать:

Безъ нарушенія хода плавленія (если не считать образованія спѣли) это будетъ имѣть мѣсто, напримѣръ, для чугуна состава k^{**}) (и правѣ k). Для этого чугуна второй періодъ плавленія (движеніе отъ точки f вправо) можетъ закончиться какъ разъ въ точкѣ k' , т. е. съ окончаніемъ второго періода совпадаетъ и конецъ плавленія.

Съ нарушеніемъ описаннаго хода плавленія это можетъ быть въ томъ случаѣ, если первый періодъ (для чугуна состава p^{***}), окончится въ какой нибудь точкѣ f' . Тогда конецъ второго періода произойдетъ въ точкѣ g' , т. е. лѣвѣе ординаты состава p . Третій періодъ будетъ отсутствовать. Начиная съ точки g' , чугунъ будетъ находиться въ области жидкихъ сплавовъ, а потому перемѣщеніе фигуративной точки его состава вплоть до окончанія внутренней цементациі на счетъ оставшагося графита пойдетъ по нѣкоторому пути $g's'$. Конецъ внутренней цементациі долженъ находиться въ точкѣ s' , но такъ какъ на пути $g's'$ несомнѣнно будетъ имѣть мѣсто выдѣленіе спѣли, то положеніе точки s' является неопредѣленнымъ.

Указанное выше явленіе выдѣленія спѣли можетъ служить объясненіемъ общеизвѣстнаго факта отбѣливанія (обезуглероживанія) сѣраго чугуна при повторной переплавкѣ.

Принимая во вниманіе все сказанное о процессѣ плавленія сѣраго чугуна, необходимо высказать заключеніе, что температуры начала и конца плавленія сѣраго чугуна являются зависимыми отъ количества связаннаго углерода въ чугуна, отъ скорости нагрѣва и отъ неподдающагося учету вліянія—образованія спѣли. *Температура начала и конца плавленія чугуна одного и того же состава могутъ мѣняться въ зависимости отъ двухъ послѣднихъ факторовъ.*

*) Пластинки спѣли могутъ либо остаться какъ таковыя, либо сорваться, что чаще и бываетъ.

**) въ предположеніи, что первый періодъ плавленія пойдетъ по пути $b-f$.

***) Количество химически связаннаго углерода предположено равнымъ a' .

2) Плавление бѣлаго чугуна.

Процессъ плавленія бѣлаго чугуна не отличается значительно отъ только что рассмотрѣннаго хода плавленія сѣраго чугуна. При медленномъ нагрѣвѣ, который имѣетъ мѣсто въ технической плавкѣ, должно происходить, какъ это показали опыты, распадентіа цементита*) передъ началомъ плавленія, т. е. бѣлый чугунъ принимаемъ структурныя формы сѣраго чугуна.

Если плавится бѣлый чугунъ состава p ‰ C (фиг. 53), то фигуративная точка его состава будетъ передвигаться при нагрѣваніи по ординатѣ p вверхъ вплоть до нѣкоторой точки c . Въ этой точкѣ начнется распадентіа свободнаго цементита, вслѣдствіе чего бѣлый чугунъ раздѣлится на металлическую массу съ нѣкоторымъ содержаніемъ связаннаго углерода (точка d) и элементарный углеродъ. При дальнѣйшемъ нагрѣвѣ начнется внутренній процессъ цементациі, вслѣдствіе котораго фигуративная точка состава пойдетъ по нѣкоторому пути, проведенному въ видѣ наклонной кривой изъ точки d . Когда эта кривая пересѣчетъ линію AE , начнется процессъ плавленія, и дальнѣйшій ходъ его будетъ совершаться *такъ же*, какъ и въ сѣромъ чугунѣ.

Вслѣдствіе того, что скорость нагрѣванія оказываетъ вліяніе на положеніе точекъ c и d и на теченіе внутренней цементациі перваго періода, *начало температуры плавленія бѣлаго чугуна* такъ же, какъ и сѣраго чугуна, *зависитъ отъ скорости нагрѣванія*, о чемъ и свидѣлствуютъ кривыя нагрѣванія фиг. 51. Однако это вліяніе не должно сказываться рѣзко, такъ какъ составъ металлической массы (положеніе точки d) при нормальныхъ скоростяхъ нагрѣванія не можетъ сильно отклоняться отъ точки E . При медленномъ нагрѣвѣ точка d можетъ совпадать съ точкой E , т. е. температура плавленія бѣлаго чугуна совпадетъ съ температурой затвердѣванія его, что часто и наблюдается (*Sheyn, Goerens*).

Что касается температуры окончанія плавленія бѣлаго чугуна, то она въ виду указанныхъ соображеній будетъ опредѣляться точкой пересѣченія ординаты состава чугуна (p) съ линіей AB , если, конечно, въ теченіе втораго періода не произойдетъ нарушеній процесса плавленія (выдѣленіе спѣли).

*) Вопросъ о томъ, произойдетъ ли при нѣкоторой большей скорости нагрѣванія плавленіе бѣлаго чугуна безъ распадентіа цементита, остается открытымъ. По мнѣнію автора, распадентіа цементита (частичное или полное) всегда должно имѣть мѣсто, такъ какъ скорость нагрѣванія технически невозможно значительно увеличить протяжъ той, которая была въ опытахъ. Плавленіе безъ разложенія возможно, однако, въ присутствіи примѣсей, напримѣръ *Mn*.

Изъ разсмотрѣнія процесса плавленія бѣлаго чугуна вытекаетъ, что этотъ процессъ такъ же, какъ и процессъ плавленія сырого чугуна, необратимый.

3) Процессы затвердѣванія.

Что касается процессовъ затвердѣванія бѣлаго и сѣраго чугуновъ, то въ объясненіи ихъ авторъ всецѣло присоединяется къ теоріи проф. Goerens'a.

Если (чистый) чугунъ затвердѣваетъ (охлаждается) быстро, то цементитъ не распадается, процессъ затвердѣванія слѣдуетъ діаграммѣ состоянія: получается бѣлый чугунъ: $Fe_3C + Fe_3C$.

Если чугунъ того же самаго состава затвердѣваетъ медленно, то свободный, выдѣляющійся въ періодъ затвердѣванія ледебурита, цементитъ, распадается — происходитъ графитовыдѣленіе — и чугунъ получается сѣрымъ ($Fe_3C + Fe_3C$) + C .

Въ гипозвтектическихъ чугунахъ графитъ является продуктомъ распада цементита эвтектики (ледебурита): смѣшанные кристаллы + Fe_3C . Въ виду того, что форма и расположеніе пластинокъ графита напоминаютъ собою эвтектическую структуру, что побудило нѣкоторыхъ изслѣдователей, несмотря на отсутствіе къ этому экспериментальныхъ данныхъ, считать такой графитъ эвтектическимъ, авторъ предлагаетъ называть графитъ, происшедшій отъ распада ледебурита, *псевдоэвтектическимъ* графитомъ.

Въ гиперэвтектическихъ чугунахъ графитъ образуется:

1) Вслѣдствіе распада первичнаго, выдѣляющагося по линіи BD цементита. Этотъ графитъ предлагается назвать *псевдопервичнымъ* графитомъ.

2) Вслѣдствіе распада цементита ледебурита (псевдоэвтектической графитъ).

Псевдопервичный графитъ часто появляется въ формѣ спѣли. По предположенію проф. Goerens'a это происходитъ слѣдующимъ образомъ: образовавшіяся вслѣдствіе распада первичнаго цементита сравнительно крупныя пластинки окружены первоначально продуктомъ своего распада $3 Fe$ и такимъ образомъ могутъ плавать въ жидкомъ металлѣ. Но окружающее ихъ желѣзо постепенно науглероживается и расплавляется, поэтому пластинки графита, освободившіяся отъ своей оболочки, поднимаются вслѣдствіе малаго удѣльнаго вѣса вверхъ и выдѣляются изъ чугуна въ видѣ спѣли.

Процессъ образованія спѣли долженъ имѣть своимъ слѣдствіемъ измѣненіе состава чугуна въ сторону уменьшенія общаго содержанія

углерода. Какъ показали опыты автора для опредѣленія линіи *BD* при переплавкѣ маленькихъ количествъ гиперэвтектического сѣраго чугуна (въ лодочкѣ) всегда получается чугунъ близкій къ эвтектическому составу, что и подтверждаетъ вышесказанное. Образование спѣли, какъ во время плавленія, такъ и во время затвердѣванія и сгорания ея, ясно наблюдались во время этихъ опытовъ.

Образование спѣли можетъ, наоборотъ, послужить причиной и мѣстнаго увеличенія количества ³углерода.

Если затвердѣвающій чугунъ покрылся коркой, то пластинки спѣли не выходятъ изъ чугуна, а скопляются у его поверхности. Такое скопленіе пластинокъ (иногда вмѣстѣ съ ихъ оболочкою) имѣетъ мѣсто и у стѣнокъ тигля. Происходитъ какъ бы явленія *ликвации графита*, которое имѣетъ своимъ слѣдствіемъ мѣстное увеличеніе содержанія углерода въ сплавѣ и нарушеніе нормальной его структуры*).

Согласно изложенному ходу затвердѣванія сѣраго чугуна количество связаннаго углерода въ немъ, въ случаѣ полного распаденія цементита, теоретически должно соответствовать предѣлу насыщенія желѣза цементитомъ при эвтектической температурѣ, т. е. количественно равняться 1,7⁰/₀ C. Между тѣмъ въ дѣйствительности количество связаннаго углерода вообще меньше, а въ техническихъ сѣрыхъ чугунахъ оно бываетъ и меньше 0,9³/₀, (эти чугуны заключаютъ въ своей структурѣ свободный ферритъ). Послѣднее обстоятельство находитъ свое объясненіе въ слѣдующемъ.

При распаденіи цементита продуктъ распаденія *3Fe* можетъ полностью насытиться углеродомъ только при условіи очень медленнаго охлажденія. Практически же охлажденіе идетъ быстрѣе, чѣмъ этого требуютъ теоретическія условія, а потому *3Fe* не успѣваетъ насытиться до своего предѣла, и чугунъ содержитъ меньше 1,7⁰/₀ связаннаго углерода и больше, чѣмъ это требуется по теоріи, графита. Неполнотѣ насыщенія способствуютъ нѣкоторыя примѣси и особенно кремній, поэтому въ графитистыхъ, а слѣдовательно и кремнистыхъ чугунахъ количество связаннаго углерода незначительно, что и обуславливаетъ образование свободного феррита, который имѣетъ стремленіе выдѣляться вокругъ включеній вообще, а въ данномъ случаѣ вокругъ пластинокъ графита.

Въ заключеніе авторъ считаетъ возможнымъ упомянуть о двухъ опытахъ (изъ серіи опытовъ для опредѣленія линій *BD*), которые иллюстрируютъ процессъ графитовыдѣленія согласно теоріи одной діаграммы:

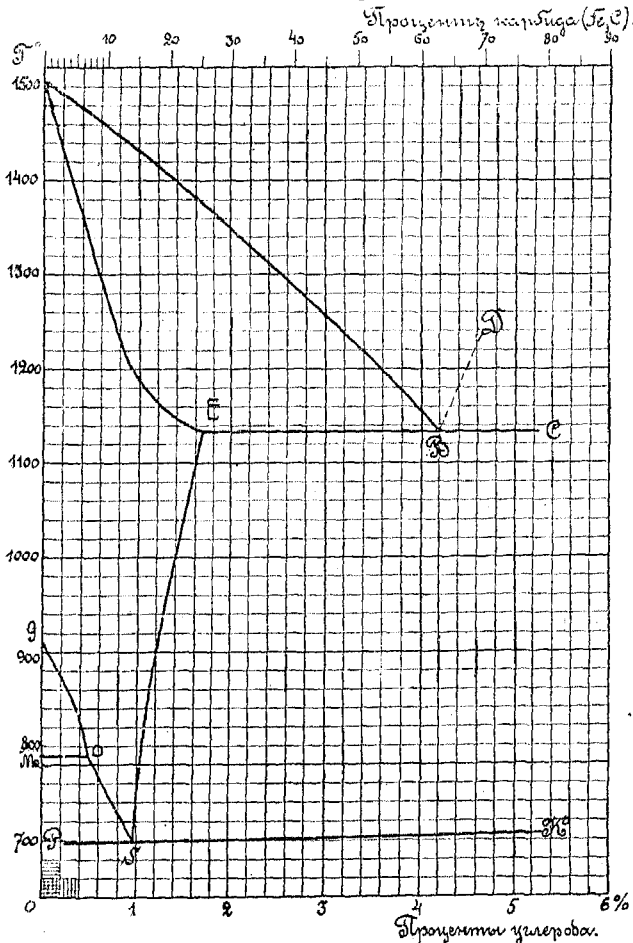
*) По вѣдому такое мѣстное скопленіе углерода представляетъ образецъ чугуна въ работѣ *Gossens'a* (11) на фиг. 107, являющейся примѣромъ *псевдозэвтектической* структуры сѣраго чугуна.

1) Сплавъ съ $5,307\%$ C былъ закаленъ передъ началомъ затвердѣванія. Строеніе его представлено на фиг. 54. Если бы графитъ былъ первичнымъ продуктомъ выдѣленія, то онъ долженъ былъ бы лежать непосредственно въ эвтектикѣ. Фиг. 54 однако ясно показываетъ, что каждая пластинка графита окружена оболочкой изъ углеродистаго желѣза, что говоритъ за то, что графитъ есть продуктъ распадѣнія цементита.

2) Были приготовлены два сплава съ $4,611\%$ C и съ $4,513\%$ C . Изъ нихъ первый былъ охлажденъ медленно, а второй быстро. Въ первомъ (фиг. 55) видны крупныя пластинки графита, во второмъ (фиг. 56) кристаллы цементита. Сравненіе величины и взаимнаго положенія кристалловъ цементита и пластинокъ графита на обѣихъ фигурахъ говоритъ за то, что вторыя, повидимому, произошли изъ первыхъ.

V. Заключение.

Результаты настоящей работы заключаются слѣдующемъ:



Фиг. 57.

1) Путемъ термическаго анализа проверены линіи AB , EC и PK діаграммы состоянія желѣзо-углерод сплавовъ.

2) При помощи способа закалки положеніе линіи AE (при болѣе низкихъ температурахъ, чѣмъ это до сихъ поръ принималось).

3) Точка E на основаніи термическихъ и микроскопическихъ изслѣдованій установлена при 1.7% C . Пунктъ B —при 4.2% C и эвтектическая температура—при 1134° .

4) При помощи опытовъ цементации установлена верхняя часть линіи SE .

5) На основаніи данныхъ первыхъ четырехъ пунктовъ діаграмма состоянія желѣзо-углерод сплавовъ имѣетъ видъ, представленный на фиг. 57.

На основаніи этой діаграммы составлена слѣдующая таблица (табл. VII) теоретическихъ температуръ затвердѣванія желѣзо-углерод-сплавовъ.

ТАБЛИЦА VII.

Содержаніе углерода %	Начало затвердѣванія °C.	Конецъ затвердѣванія °C.
Чистое желѣзо по Stansfield'у.	1505	—
0,5	1472	1329
1,0	1433	1187
1,5	1393	1142
2,0	1348	1134
2,5	1308	1134
3,0	1257	1134
3,5	1209	1134
4,0	1156	1134
4,2	1134	1134
4,5	?	1134

6) На основаніи опытовъ установлено, 1) что скорость нагрѣванія имѣетъ вліяніе на температуру начала плавленія чугуновъ, 2) что во время процесса плавленія совершается внутренняя цементация и 3) что въ бѣломъ чугуна передъ началомъ плавленія происходитъ распадѣніе свободного цементита

и 7) предложена новая теорія плавленія чугуновъ.

Конецъ 1-й части.

Томскъ 21 Мая 1912 г.

ТАБЛИЦА МИКРОФОТОГРАФИЙ.

Фигура.	Опытъ.	Славы.	Проба.	Температура закали T° C.	0 ° C.	Примѣчанія.
7	—	I	—	—	0,577	Охлажденъ медленно.
8	—	II	—	—	1,071	„ „
9	—	III	—	—	1,632	„ „
10	—	IV	—	—	1,762	„ „
11	—	V	—	—	2,165	„ „
12	—	VI	—	—	2,795	„ „
13	—	VII	—	—	3,677	„ „
14	—	VIII	—	—	4,626	„ „
15	—	IX	—	—	4,940	„ „
24	—	—	9	1120	1,762	—
25	—	—	4	1187	1,762	—
26	—	—	15	1130	1,632	—
27	—	—	13	1154	1,632	—
28	—	—	13	1154	1,682	—
29	—	—	25	1150	1,071	—
30	—	—	21	1228	1,071	—
31	—	—	29	1318	0,577	—
32	—	—	29	1318	0,577	—
33	—	—	21 и 29	—	—	Протравлена нитратомъ натрія.
34	—	—	27	1865	0,577	—
36	—	—	—	—	—	Вдоль и поперекъ шлифа эвтектики (ледебурита).
37	—	—	—	—	1,762	—
38	—	—	—	—	2,006	—
47	55	—	—	1130	—	—
48	57	—	—	1150	—	—
49	63	—	—	1135	3,531	—
50	65	—	—	1150	3,560	—
54	—	—	—	—	5,307	—
55	—	—	—	—	4,611	Охлаждена медленно.
56	—	—	—	—	4,513	Закалена.

Перечень литературных источниковъ, на которые сдѣланы ссылки въ работѣ*).

- 1) *Heyn und Bauer*. Metallographie ч. I и II Изд. Goetschen (1909).
- 2) *A. Findlay*. Einführung in die Phasenlehre (1907). Leipzig.
- 3) *Roberts-Austen*. Fifth Report of the alloys Research Committee. The Metallographist II стр. 186.
- 4) *B. Roozeboom*. Stahl und Eisen vom Standpunkte der Phasenlehre. Z. f. phys. Chemie т. 34, 1900 стр. 437.
- 5) *Carpenter und Keeling*. The range of solidification and critical range of iron-carbon alloys. Journ. of the Iron and Steel Inst. 1904 I стр. 224.
- 6) *F. Wüst*. Beitrag zum Kenntniss der Eisenkohlenstofflegierungen höheren Kohlenstoffgehaltes. Metallurgie 1906 стр. 1.
- 7) *C. Benedicks*. Ueber das Gleichgewicht und die Erstarrungsstrukturen des systems Eisen-Kohlenstoff. Metall. 1906 стр. 393.
- 8) *Stanfield*. The present position of the solution theorie of carburised iron. Journ. of the Ir. a. st. Inst. 1900, II, стр. 317.
- 9) *Heyn*. Labile und metastabile Gleichgewichte der Eisenkohlenstofflegierungen. Z. f. Elektrochemie, 1904, стр. 491.
- 10) *G. Charpy*. Sur le diagramme d'équilibre des alliages fer carbon. Comp.-rend. 1905, 141, стр. 948.
- 11) *Goerens*. Ueber den augenblicklichen Stand unserer Kenntnisse der Erstarrungs-und Erkaltingsprozesse der Eisenkohlenstofflegierungen. Metall. 1906, стр. 175 и 1907, стр. 137, 173.
- 12) *Ruer*. Metallographie in der elementaren Darstellung (1907). стр. 212.
- 13) *Howe*. Das Zustandsdiagramm des Eisen-Kohlenstoffs. Metall. 1909, стр. 65.
- 14) *Вумторфъ*. Теорія сплавовъ (1909) С.-Петербургъ.
- 15) *Goerens und Gutowsky*. Experimentelle Studie über den Erstarrungs-und Schmelzvorgang bei Roheisen. Metall. 1908, стр. 137.
- 16) *F. Wüst*. Beitrag zum Einfluss des Phosphors auf das System Eisen-Kohlenstoff. Metall. 1908, стр. 76.
- 17) *Goerens*. Einführung in die Metallographie (1906). Halle.
- 18) *Tammann*. Kristallisieren und Schmelzen (1903) Leipzig.
- 19) *B. Roozeboom*. Heterogene Gleichgewichte т. II (1904). Braunschweig.

*) Въ текстѣ работы надъ фамилиями исследователей поставлены номера, подъ которыми въ настоящемъ перечнѣ приведено названіе работы исследователя и мѣсто появленія ея въ печати.

20) *Gutowsky*. Experimentelle Untersuchung über den Erstarrungs- und Schmelzvorgang bei technischem Roheisen. Metall. 1908, стр. 463.

21) *Heyn*. Bericht über die mikroskopische Untersuchung der vom Sonderausschuss für Eisenlegierungen des Vereins zur Beförderung des Gewerbefleißes hergestellten Legierungen. Verh. d. Ver. z. Bef. d. Gewerbefl. 1904, стр. 355.

22) *Carpenter*. Der Erstarrungspunkt des Eisens. Metall. 1908, стр. 679.

23) *Müller*. Ueber die Darstellung des Elektrolyteisens, dessen Zusammensetzung und thermische Eigenschaften. Metall. 1909, стр. 145.

24) *Tammann*. Ueber die Anwendung der thermischen Analyse. Z. f. anorg. Ch. 47 (1905) стр. 289.

25) *Stansfield*. The burning and overheating of steel. Journ. of the Ir. a. St. Inst. 1903, II, стр. 433.

26) *Margueritte*. Cémentation du fer par le charbon et par l'oxyde de carbone. Compt.-rend. 59 (1864) стр. 726.

27) *P. Charpy*. Note of cémentation. Ir. and Steel Magaz. 1904, стр. 305.

28) *Wüst und Schlosser*. Der Einfluss von Kohlenstoff, Silicium, Mangan, Schwefel und Phosphor auf die Bildung der Temperkohle im Eisen. Stahl u. Eisen, 1904, стр. 1120.

29) *Hadfield*. Die physikalisch-chemischen Vorgänge, welche mit der Entkohlung von Eisenkohlenstofflegierungen verknüpft sind. Metall. 1909, стр. 358.

30) *P. Wüst*. Ueber Theorie des Glühfrischens. Metall. 1908, стр. 7.

31) *Tiemanns*. The temperatures limits for the Separation of graphite from martensite in pur cast-iron. Metallogr. X (1901) стр. 319.

32) *Royston*. The relation of carbon to iron at high temperatures. Journ. of the Ir. a. St. Inst. 1897, I, стр. 166.

33) *Charpy et Grenet*. Sur l'équilibre des systemes fer-carbone. Bull. de la Soc. de l'encom. p. l'ind. nation. 1902 стр. 399.

34) *Heyn und Bauer*. Zur Metallographie des Roheisens. St. u. Eisen, 1907 r. стр. 1568.

35) *G. Charpy*. Sur la solubité du Graphit dans le fer. Rev. de Métall., 1908, стр. 77.

36) *Benedicks*. Ueber die Löslichkeit des Graphits im Eisen. Metall. 1908, стр. 41.

37) *Heyn*. Metallographische Untersuchung für Giessereiwesen. St. u. Eisen, 1906, стр. 1295.

38) *Maurer*. Untersuchung über das Härten und Anlassen von Eisen und Stahl. Metall. 1909, стр. 33.

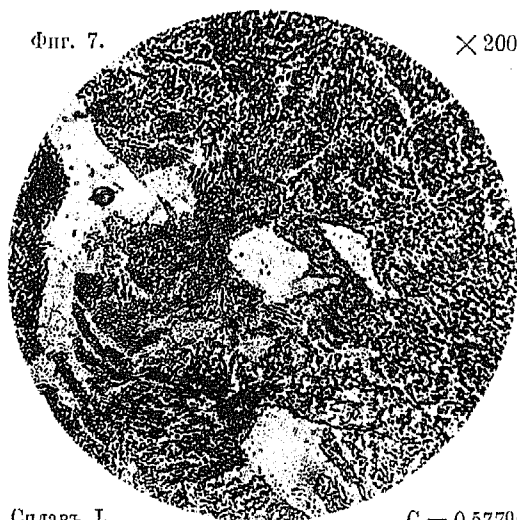
ОПЕЧАТКИ.

Стран.	Строка.	Напечатано.	Слѣдуетъ.
4	7 св.	также	такъ же
5	20 св.	слѣдуетъ	слѣдуетъ
7	5 св.	В. Roozeboom	В. Roozeboom
10 и 14	1 и 3 св.	Goereus	Goereus
17	9 св.	” ”	” ”
17	12 св.	кто	что
29	11 св.	точ о	точно
31	11 св.	эвтектику,	эвтектики
37	1 св.	Stausfild'a	Stansfield'a
39	17 св.	диффундировать	диффундировать
41	6 св.	содержать	содержать
44	6 св.	46—48	47—49
48	6 св.	час чнымъ	частичнымъ
50	19 св.	цементаци	цементаци
50	13 св.	теоретически	теоретически.
52	12 св.	ислѣдованіями	ислѣдованіями.
53	5 св.	фиг. 45	фиг. 46
55	4 св.	46	45
55	10 св.	начительно	значительно
58	6 св.	они	онѣ
58	9 св.	плавленія	плавленіе
59	3 св.	чугунъ	чугунъ
59	10 св.	стр.	стр. 4
61	3 св.	всплывавшая	всплывшая
61	15 св.	періода	періода
62	6 св.	принимаетъ	принимаетъ.

Н. Гутовскій. Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 7.

× 200

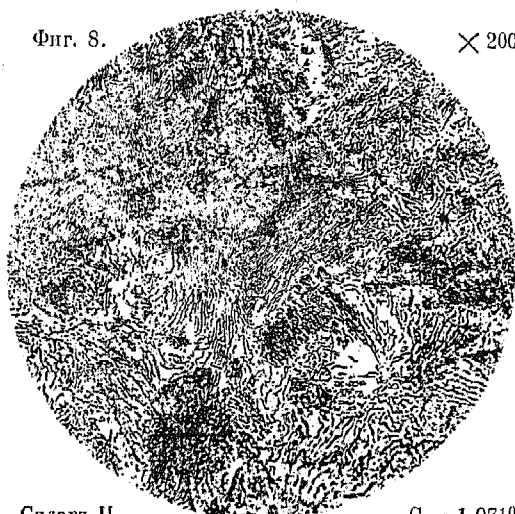


Сплавъ I.

C = 0,577%

Фиг. 8.

× 200

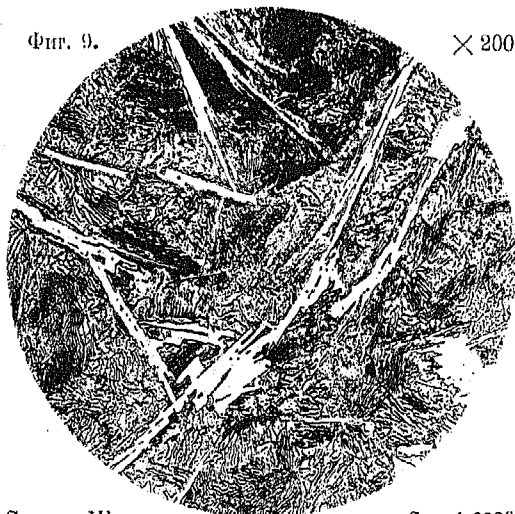


Сплавъ II.

C = 1,071%

Фиг. 9.

× 200

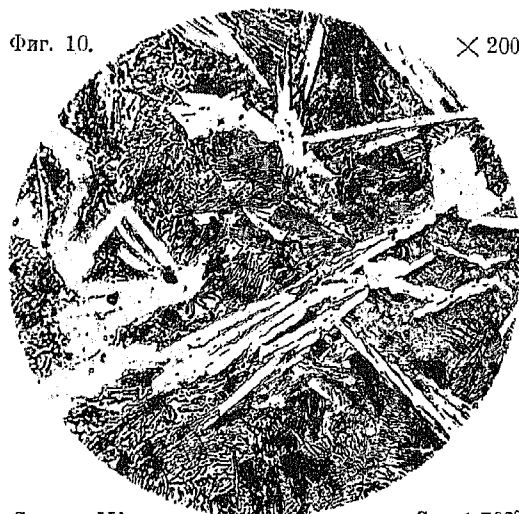


Сплавъ III.

C = 1,632%

Фиг. 10.

× 200

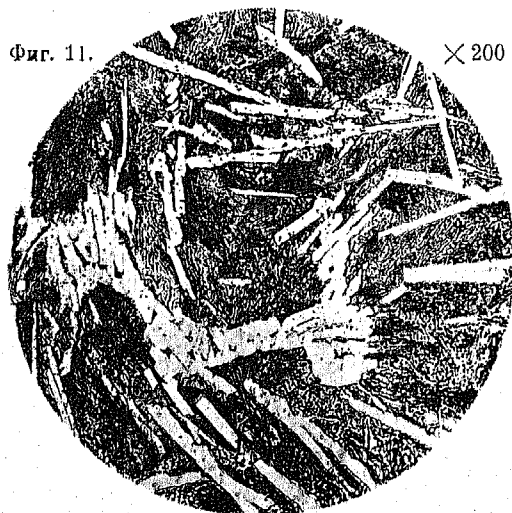


Сплавъ IV.

C = 1,762%

Фиг. 11.

× 200



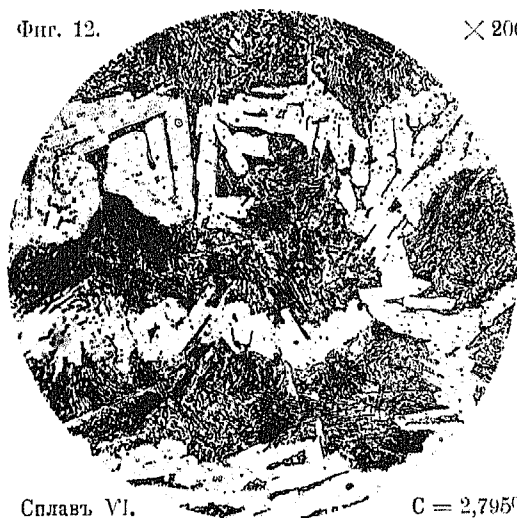
Сплавъ V.

C = 2,165%

Н. Гутовский Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 12.

× 200

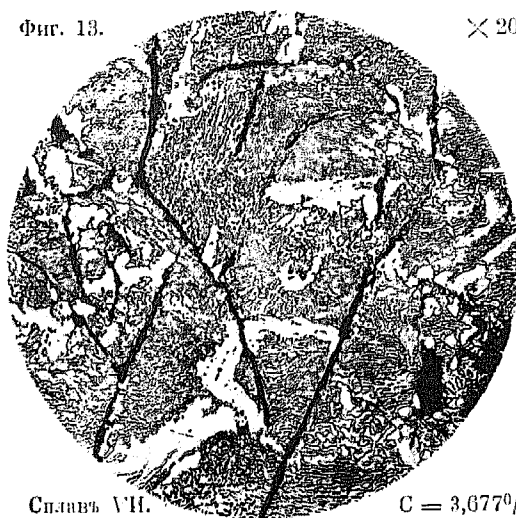


Сплавъ VI.

C = 2,795%

Фиг. 13.

× 200

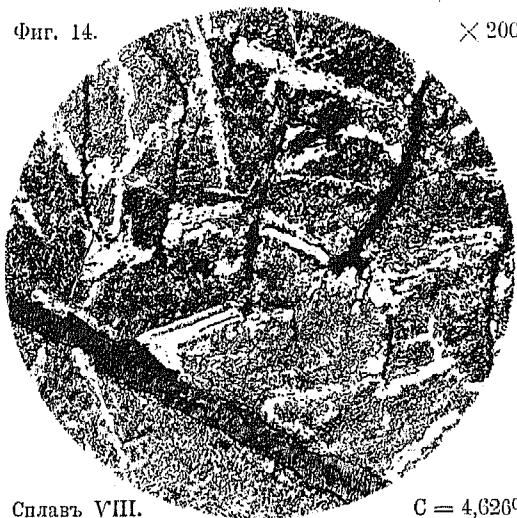


Сплавъ VII.

C = 3,677%

Фиг. 14.

× 200

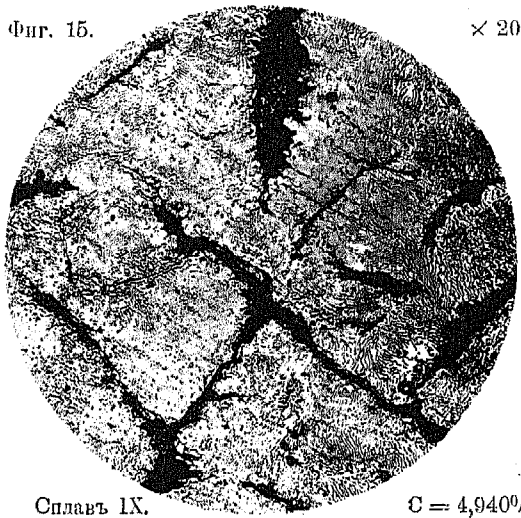


Сплавъ VIII.

C = 4,626%

Фиг. 15.

× 200

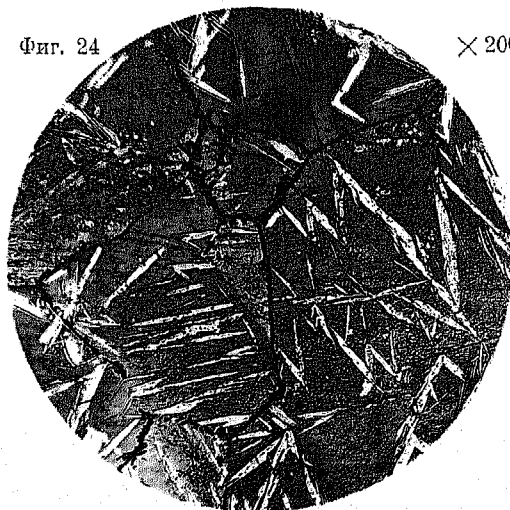


Сплавъ IX.

C = 4,940%

Фиг. 24

× 200



T = 1120°

Проба № 9
C = 1,742%

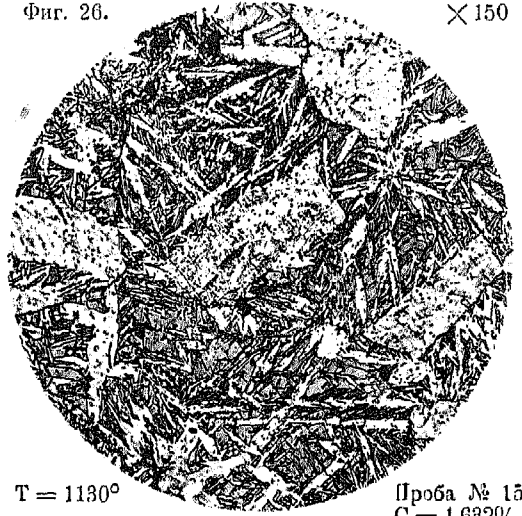
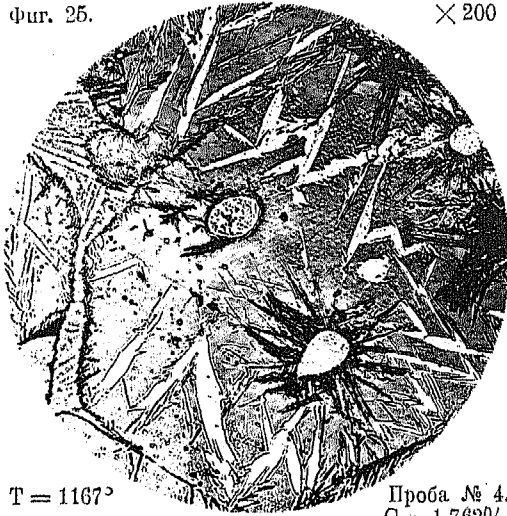
Н. Гутовскій. Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 25.

× 200

Фиг. 26.

× 150



$T = 1167^{\circ}$

Проба № 4.
 $C = 1,762\%$

$T = 1130^{\circ}$

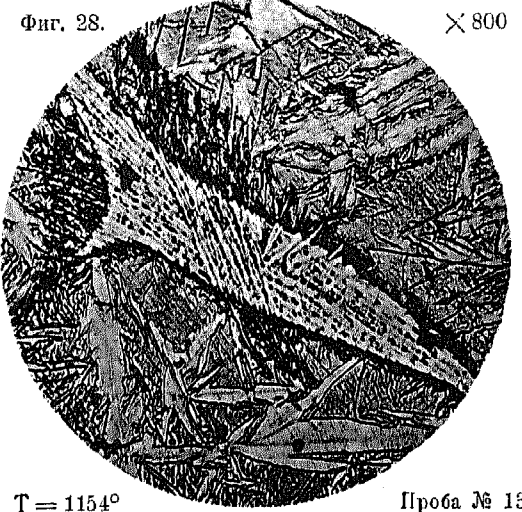
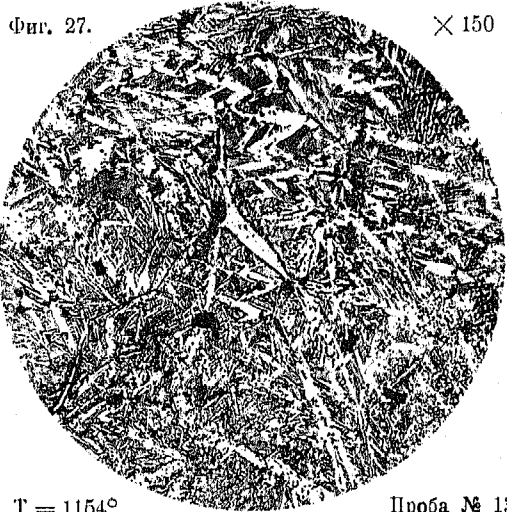
Проба № 15
 $C = 1,632\%$

Фиг. 27.

× 150

Фиг. 28.

× 800



$T = 1154^{\circ}$

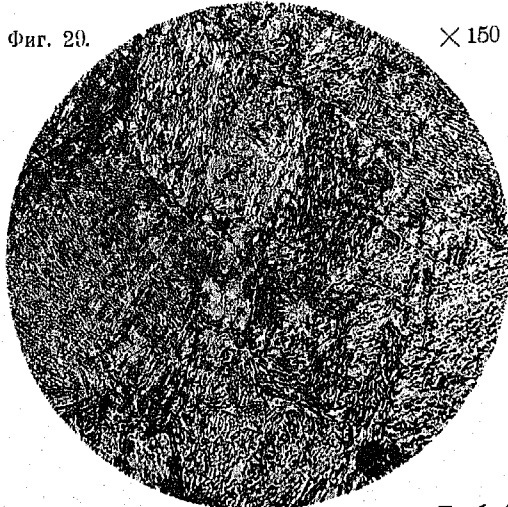
Проба № 13.
 $C = 1,632\%$

$T = 1154^{\circ}$

Проба № 13.
 $C = 1,632\%$

Фиг. 29.

× 150



$T = 1150^{\circ}$

Проба 25.

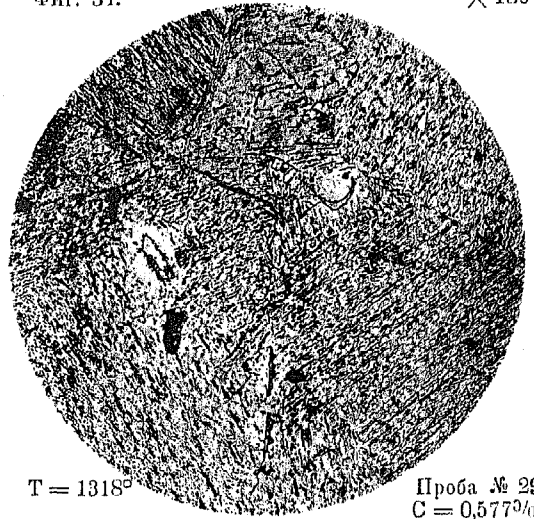
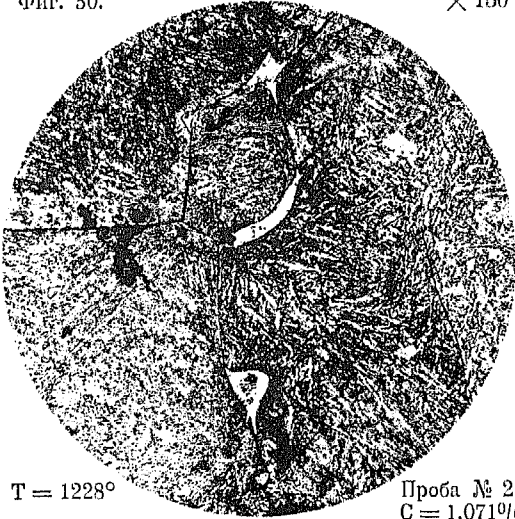
Н. Гутовский. Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 30.

× 150

Фиг. 31.

× 150



T = 1228°

Проба № 21.
C = 1,071%

T = 1318°

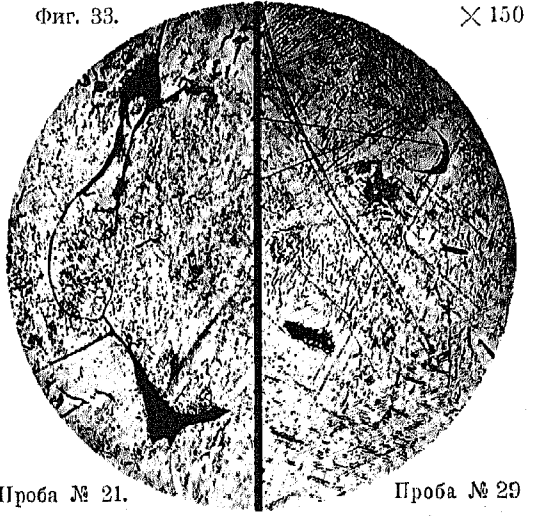
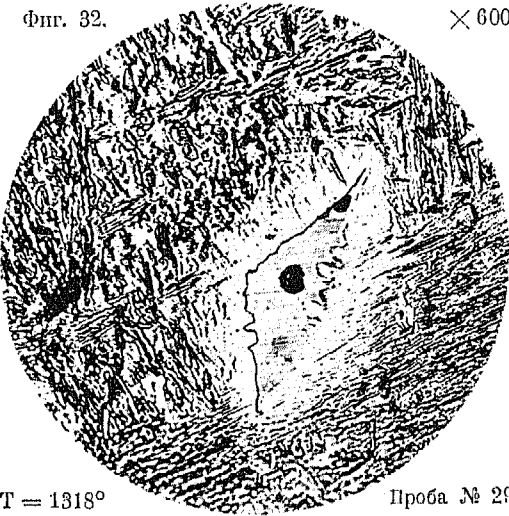
Проба № 29.
C = 0,577%

Фиг. 32.

× 600

Фиг. 33.

× 150



T = 1318°

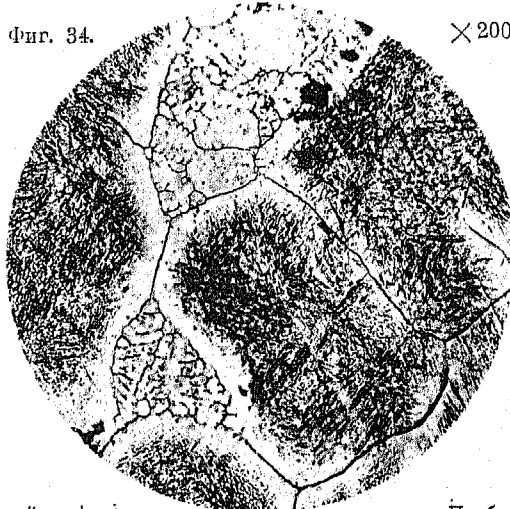
Проба № 29. Проба № 21.
C = 0,577%

Проба № 29

Протравлены пикратомъ натрия.

Фиг. 34.

× 200

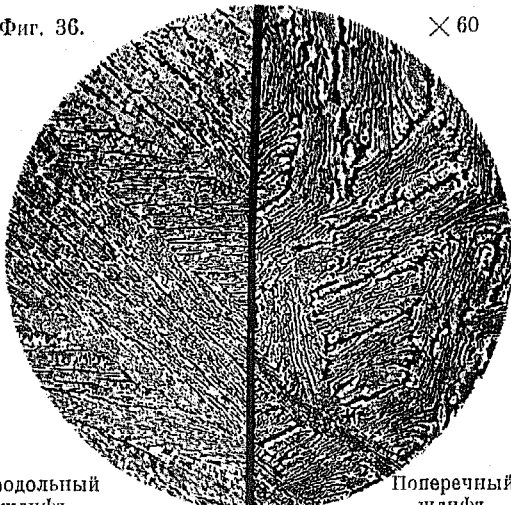


T = 1365°

Проба № 27.

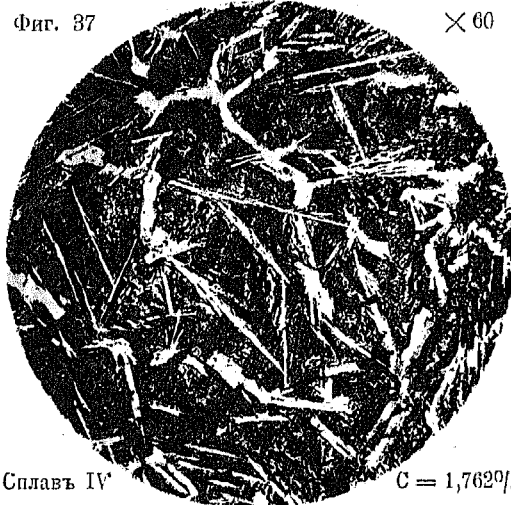
Н. Гутовский. Къ теоріи системы; желѣзо-углеродъ.

Фиг. 36.



× 60

Фиг. 37



× 60

Продольный шлифъ

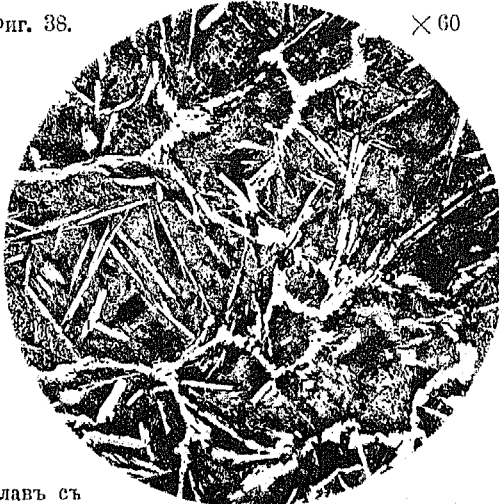
Поперечный шлифъ

эвтектики (ледобурита) съ 4,20% С.

Сплавъ IV

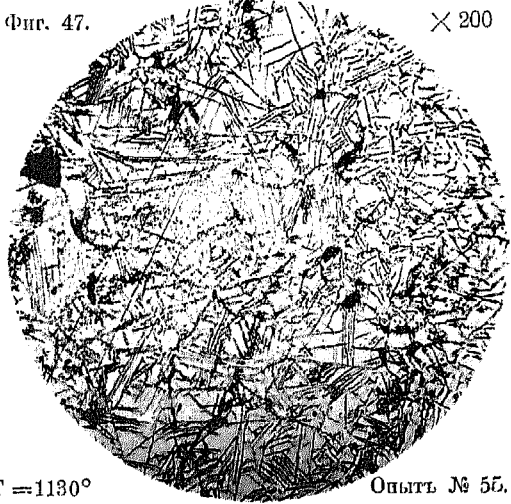
C = 1,762%

Фиг. 38.



× 60

Фиг. 47.



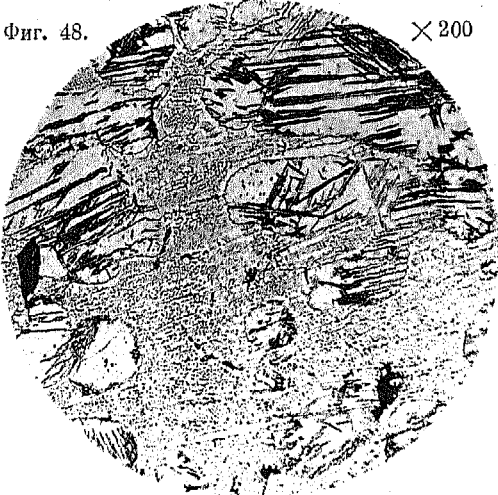
× 200

Сплавъ съ 2,008% С

T = 1130°

Опытъ № 56.

Фиг. 48.



× 200

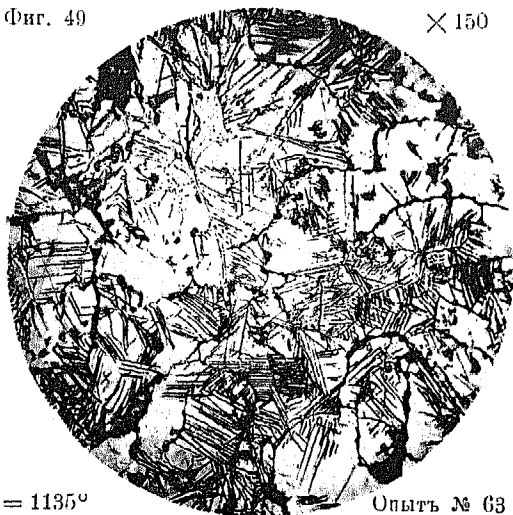
T = 1150°

Опытъ № 57.

Н. Гутовскій. Къ теоріи системы: желѣзо-углеродъ.

Фиг. 49

× 150

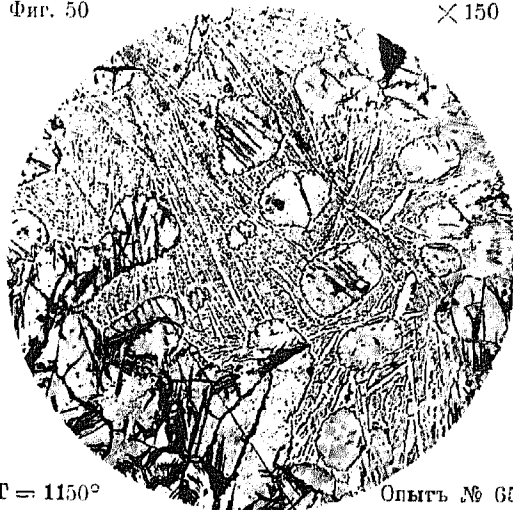


$T = 1135^{\circ}$

Опытъ № 63

Фиг. 50

× 150

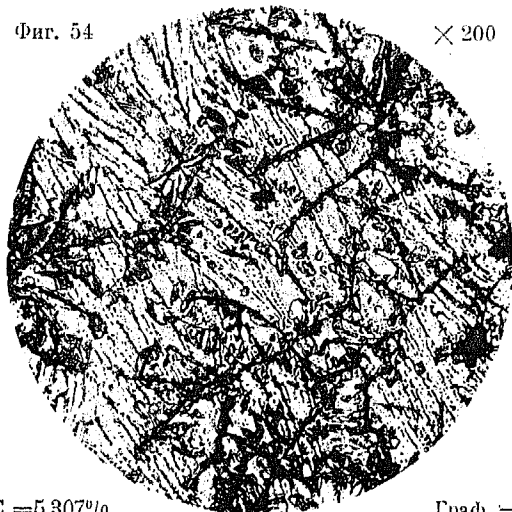


$T = 1150^{\circ}$

Опытъ № 65

Фиг. 54

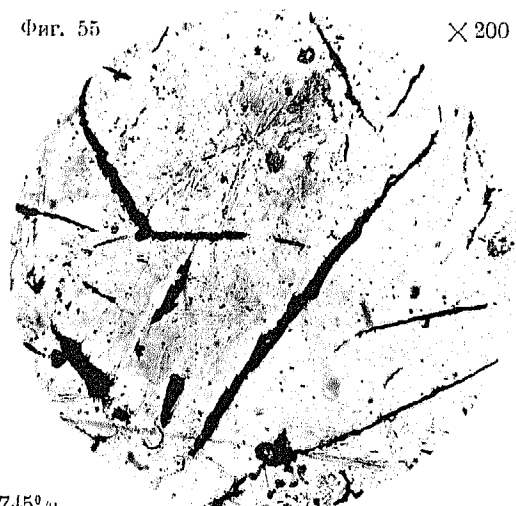
× 200



$C = 5,307\%$

Фиг. 55

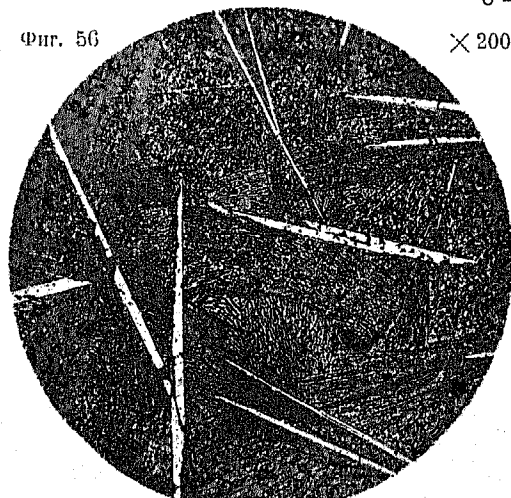
× 200



Охлаждена медленно
 $C = 4,611\%$


Фиг. 56

× 200



Вакалена $C = 4,513\%$

Т. И. Тихоновъ.



О БАБИТАХЪ.



ГОМСКЪ.

Типо литографіи Сибирскаго Т-ва Печатнаго Дѣла, уг. Дворян и Ямск. пер., с. л.
1915.

О Г Л А В Л Е Н І Е.

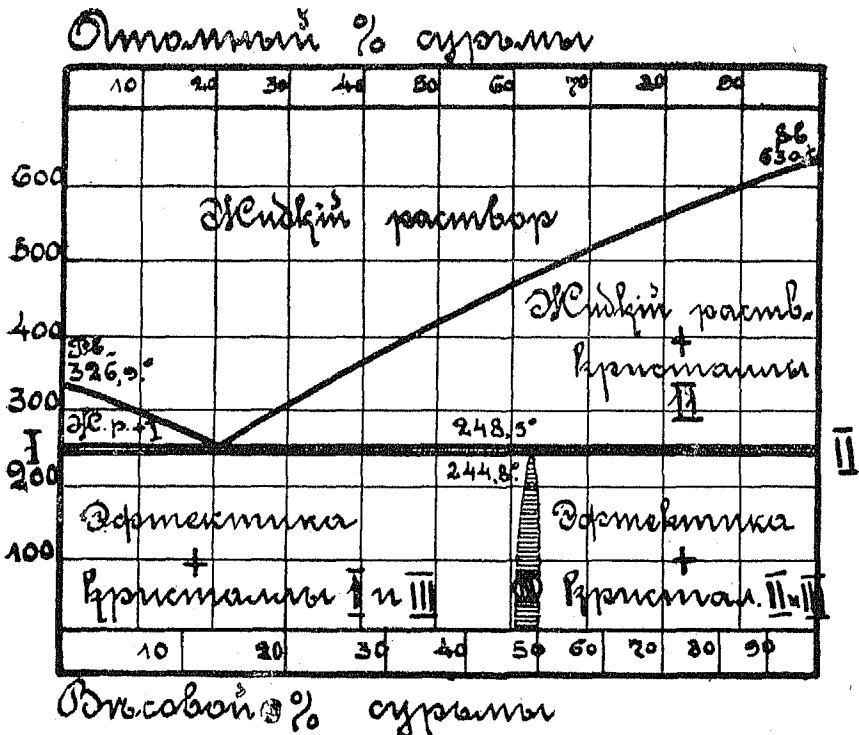
	Стр.
Составъ бабитовъ. Строенія и температура плавленія двойныхъ сплавовъ изъ свинца и сурьмы, изъ олова и сурьмы, изъ цинка и сурьмы, изъ мѣди и олова, изъ мѣди и сурьмы, изъ цинка и свинца и изъ олова и цинка	1—14.
Опытныя изслѣдованія бабитовъ, произведенныя инженеромъ И. Н. Валувымъ	15—21.
Опытныя изслѣдованія бабитовъ изъ свинца, олова и сурьмы и провѣрка діаграммы тройныхъ сплавовъ указаннаго состава	21—39.
Опытное изслѣдованіе цинковыхъ и свинцово-оловянныхъ бабитовъ. Опытное изслѣдованіе бабитовъ Сибирской желѣзной дороги. Изготовленіе бабитовъ путемъ прессованія	39—76.

О БАБИТАХЪ.

Составъ бабитовъ, употребляемыхъ въ настоящее время въ машиностроительной техникѣ, весьма разнообразенъ, но въ наиболѣе часто примѣняемыхъ бабитахъ составными элементами являются Pb, Zn, Sb, Cu и Sn.

Расплавленный бабитъ въ жидкомъ состояніи въ большинствѣ случаевъ представляетъ тѣсную, однообразную массу изъ составляющихъ его металловъ. Въ виду того, что жидкій бабитъ въ обычномъ случаѣ представляетъ изъ себя довольно сложный растворъ, то при охлажденіи такого раствора вполнѣ возможенъ случай распадѣнія его на составляющіе его компоненты въ зависимости отъ условій охлажденія. Каждый изъ составляющихъ компонентовъ, когда температура раствора будетъ ниже температуры плавленія его, — начнетъ выдѣляться въ видѣ отдѣльныхъ твердыхъ частицъ, нерѣдко имѣющихъ явно кристаллическую форму. По мѣрѣ паденія температуры число отдѣльныхъ затвердѣвшихъ компонентовъ растеть и, наконецъ, въ послѣдній моментъ передъ полнымъ затвердѣваніемъ растворъ представляетъ изъ себя смѣсь различныхъ по составу выпавшихъ твердыхъ частицъ сплава, плавающихъ въ жидкой однообразной смѣси, которая затвердѣваетъ въ сплавѣ послѣдней и является цементирующимъ звеномъ между ранѣ выдѣлившимися твердыми частицами сплава. Въ бабитахъ эта послѣдняя застывающая часть, носящая названіе эвтектики, представляетъ наиболѣе мягкую и вязкую часть бабита; кристаллы и частицы ранѣ выдѣлившихся компонентовъ сплава всегда по сравненію съ эвтектикой бабитовъ обладаютъ большею твердостью; когда по составу самого сплава и по характеру охлажденія его количество выдѣлившихся кристалловъ возрастаетъ настолько, что эвтектической смѣси остается мало для надлежащей связи кристалловъ между собою, — бабитъ становится твердымъ, но и хрупкимъ. Въ хорошихъ бабитахъ число выдѣлившихся кристалловъ не велико, кристаллы мелки и имѣется достаточное количество мягкой, пластичной, связующей ихъ эвтектики. Механическія свойства всякаго сложнаго тѣла, очевидно, находятся въ сильной зависимости отъ механическихъ свойствъ составляющихъ его элементовъ, а отсюда слѣдуетъ, что изученіе

свойствъ сложныхъ по составу бабитовъ необходимо начать съ изученія свойствъ отдѣльныхъ составляющихъ его элементовъ. Структура затвердѣвшаго бабита находится въ прямой зависимости отъ состава самого бабита; чѣмъ сложнѣе составъ бабита и разнообразнѣе количество составляющихъ его элементовъ, тѣмъ сложнѣе структура затвердѣвшаго бабита, и отсюда непосредственно вытекаетъ, что прежде чѣмъ разсматривать сложныя структуры многосоставныхъ бабитовъ, необходимо познакомиться, хотя бы бѣгло, со структурой парныхъ элементовъ, входящихъ обычно въ составъ бабитовъ. Наиболѣе дешевымъ элементомъ, входящимъ въ составъ бабитовъ, является свинецъ. Свинецъ съ сурью, какъ было установлено Неусок'омъ и Neville въ 1890—90¹⁾ г.г. даютъ эвтектику при 13% сурьмы въ свинцѣ. Кривая затвердѣванія двойного сплава свинца и сурьмы по наблюдениямъ вышеупомянутыхъ лицъ и позднѣйшимъ изслѣдованіямъ имѣетъ слѣдующій видъ (фиг. 1). При построеніи этой кривой по оси абсцисъ



отложено процентное содержаніе сурьмы въ свинцѣ, а по оси ординатъ—температуры затвердѣванія сплавовъ. Какъ видно изъ кривой по мѣрѣ увеличенія сурьмы въ свинцѣ отъ 0 до 13% температура

1) Dr. W. Guertler, Metallographie. S. 793.

плавления сплавовъ постепенно падаетъ отъ температуры плавленія чистаго свинца $326,9^{\circ}$ до $248,5^{\circ}$, при чемъ при послѣдней температурѣ изъ жидкаго раствора выдѣляется въ твердомъ видѣ эвтектика изъ 87% свинца и 13% сурьмы. При дальнѣйшемъ увеличеніи содержанія сурьмы въ свинцѣ температура плавленія сплавовъ постепенно возрастаетъ и приближается къ температурѣ плавленія чистой сурьмы. Послѣ Неусокъ'a и Neville'я надъ опредѣленіемъ кривой затвердѣванія сплавовъ изъ свинца и сурьмы были произведены опыты изслѣдованія Stead'омъ (1897 г.) и Charpy, при чемъ была и изучена структура полученныхъ сплавовъ. Изъ опытныхъ наблюденій Charpy²⁾ вытекаетъ, что эвтектика изъ свинца и сурьмы содержитъ $12,5\%$ сурьмы и соотвѣтствуетъ соединенію по формулѣ $Sb Pb_4$, при чемъ т-ра плавленія послѣдняго соединенія $247^{\circ} C$. Эвтектика указаннаго состава наблюдается у всѣхъ сплавовъ свинца и сурьмы начиная съ 0 до 95% сурьмы; но при послѣднемъ содержаніи сурьмы Stead наблюдалъ еще новую остановку температуры при охлажденіи въ $615^{\circ} C$ и слѣлалъ предположеніе о существованіи второго эвтектическаго вещества. Позднѣйшія наблюденія Cambell (1902) и Goutermann'a³⁾ (1907) внесли нѣкоторыя дополненія въ наблюденія вышепоименованныхъ авторовъ и дали возможность построить кривую затвердыванія сплавовъ свинца и сурьмы въ ранѣе приведенномъ видѣ. По изслѣдованіямъ Goutermann'a эвтектика наблюдается у всѣхъ сплавовъ свинца и сурьмы при $248,5^{\circ} C$ при условіи измѣненія содержанія сурьмы въ свинцѣ отъ 1 до 99% . Кромѣ общей остановки при $248,5^{\circ} C$ въ паденіи температуры термометра при охлажденіи сплавовъ свинца и сурьмы Goutermannъ наблюдалъ еще вторую точку остановки температуры при $244,8^{\circ}$, общую для всѣхъ сплавовъ свинца при измѣненіи содержанія сурьмы отъ 1 до 99% . Появленіе второй указанной общей точки Goutermannъ объясняетъ различіемъ растворимостью кристалловъ въ зависимости отъ величины, а именно: большіе кристаллы менѣе растворимы по сравненію съ меньшими, а отсюда слѣдуетъ, что для большихъ кристалловъ эвтектики температура выдѣленія кристалловъ лежитъ нѣсколько выше по сравненію съ температурою выдѣленія мелкихъ кристалловъ той же эвтектики, но послѣднее объясненіе Goutermann'a о появленіи второй точки при $244,8^{\circ}$ при охлажденіи сплава не допускаетъ Guertler, предполагая, что разница термическаго эффекта вслѣдствіе различной растворимости кристалловъ въ зависимости отъ ихъ величины въ данномъ случаѣ не можетъ быть столь замѣтной. Далѣе по наблюденіямъ Goutermann'a продолжитель-

²⁾ и ³⁾ Guertler. Metallographie. S. 794.

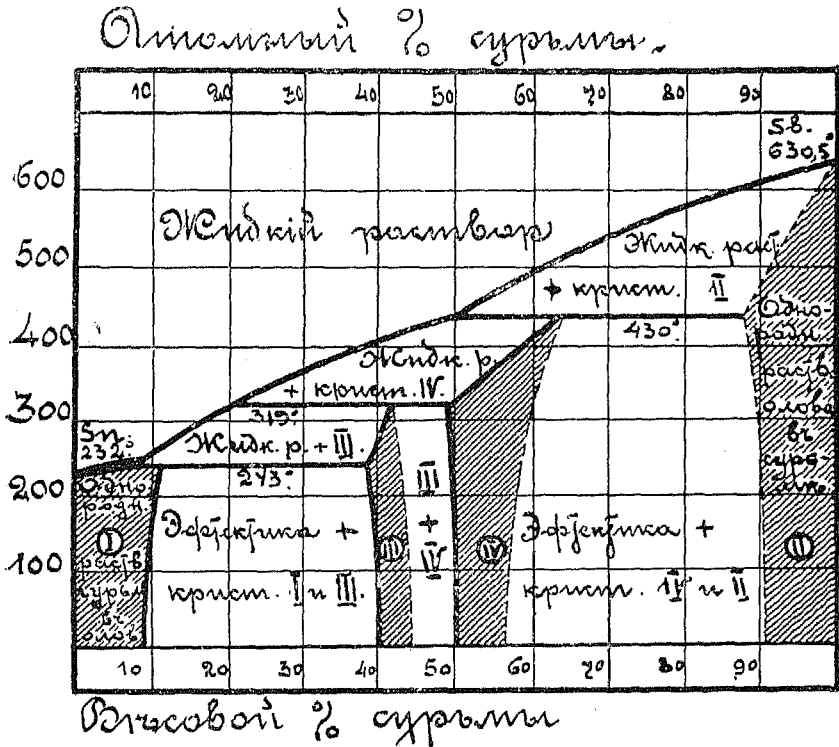
ность остановки термометра при $244,8^{\circ}\text{C}$ для различного содержанія сурьмы въ свинцѣ была весьма различна и наиболѣе продолжительной эта остановка была при 50% содержанія сурьмы въ свинцѣ, и это дало поводъ Guertler'у предположить, что при указанномъ соотношеніи составныхъ частей сплава происходитъ выдѣленіе новаго соединенія сурьмы съ свинцомъ, у котораго содержаніе сурьмы близко къ 50% (условно обозначеннаго на діаграммѣ „III“). Существованіе послѣдняго кристаллическаго вещества съ температурою плавленія при $244,8^{\circ}\text{C}$ (при 50% Sb) еще не доказано позднѣйшими наблюденіями надъ сплавами свинца и сурьмы.

Такимъ образомъ кривая затвердѣванія сплавовъ свинца и сурьмы, на основаніи общихъ наблюденій одѣланныхъ въ этой области, имѣетъ ранѣе указанный видъ. (Фиг. 1). Что же касается механическихъ свойствъ сплавовъ изъ свинца и сурьмы, то, по даннымъ Gontermann'a, сплавы при $13-40\%$ сурьмы обладаютъ крайне неравномѣрной структурой и плохими механическими свойствами.

Второй парой металловъ, входящихъ въ составъ бабитовъ, является олово и сурьма. Изученіе сплавовъ олова и сурьмы начинается работами Seebeck'a ⁴⁾ въ 1822 г. Кривая плавкости этихъ двухъ металловъ была дана Thomson'омъ въ 1841 г. Heusock и Neville (1889—1890) первые сдѣлали точныя заключенія о состояніи различныхъ выдѣленій при различномъ содержаніи одного металла въ другомъ; ими впервые былъ замѣченъ неожиданный для нихъ фактъ повышенія кривой плавкости олова вслѣдствіе незначительной прибавки сурьмы. Наблюденія надъ изученіемъ природы сплавовъ олова и сурьмы продолжались и до послѣднихъ дней, при чемъ наблюденія позднѣйшаго періода сопровождалась металлографическими изслѣдованіями. На основаніи наблюденій Жемчужнаго (1901), Gallagher (1906), Williams'a, (1907), Константина и Смирнова (1910) и на основаніи доклада Portevin'a (1909), Le Gris'a (1911) и Loebe (1911) Dr. Guertler въ своемъ трудѣ „Metallographie“ (S. 803) приводитъ слѣдующую кривую затвердѣванія сплавовъ олова и сурьмы (см. фиг. 2). Особенности приведенной діаграммы заключаются въ томъ, что сплавы олова и сурьмы, при увеличеніи содержанія послѣдней въ оловѣ, не имѣютъ общей эвтектики, а въ зависимости отъ содержанія олова и сурьмы выдѣляютъ три самостоятельныхъ эвтектики. Сначала Williams замѣтилъ при охлажденіи сплавовъ слабую остановку термометра при 430°C . Далѣе Reinders при 60% сурьмы наблюдалъ три разнородныхъ формы: длинныя иглы вещества „1“ (см. на діаграммѣ условно обез-

⁴⁾ Guertler. Metallographie. S, 802.

печено „I“), кристаллы III и IV вещества (при чемъ два послѣднихъ вещества Reinders не различалъ) и все это окружено основной массой первого вещества. Williams нашолъ три самостоятельныхъ формы



Фиг. 2.

выдѣлений при 50% сурьмы въ оловѣ. Наконецъ Reinders на кривой охлаждения одного сплава при 55% сурьмы нашелъ четыре послѣдовательныхъ термическихъ остановки. Въ данное время, какъ нѣчто твердо установленное, необходимо признать существованіе четырехъ кристаллообразныхъ формъ выдѣлений въ сплавахъ олова и сурьмы.

Цѣлымъ рядомъ наблюденій было доказано, что олово въ предѣлахъ до 10% сурьмы не измѣняетъ своей структуры и весьма слабо измѣняетъ точку плавленія. Только Williams при своихъ опытахъ наблюдалъ, что олово до 8% сурьмы было однородно, безъ кристалловъ, но при 9% сурьмы въ полѣ олова отчетливо были замѣтны выдѣлившіеся ромбы другого вещества, названнаго на діаграммѣ „III“. Въ свою очередь и сурьма, по наблюденіямъ многихъ авторовъ, растворяетъ до 9—10% олова безъ замѣтнаго распада своихъ кристалловъ. Такъ, по наблюденіямъ Williams'a ^{b)}, олово при 91% сурьмы послѣ нагрѣванія въ теченіе 36 часовъ при температурѣ 400° С явно обна-

^{b)} Guertler. Metallographie, S. 810.

ружило выпаденіе кристаллическаго вещества (названнаго на діаграммѣ „IV“), но тотъ же сплавъ при 90% сурьмы въ оловѣ послѣ нагрѣва въ теченіе того же времени и при той же температурѣ былъ вполне однороденъ. Послѣдній сплавъ сурьмы до 10% олова на діаграммѣ обозначенъ „II“.

Для всѣхъ сплавовъ олова, начиная отъ 50 до 90% сурьмы въ оловѣ, при условіяхъ медленнаго охлажденія, большинствомъ экспериментаторовъ всегда наблюдалась общая остановка термометра при 430°, соотвѣтствующая затвердѣванію общей эвтектической массы для всѣхъ сплавовъ вышеуказаннаго состава. Послѣднее вещество (на діаграммѣ названо „IV“), выдѣлившееся изъ сплава при 430° С, имѣетъ отличную кристаллическую форму по сравненію съ ранѣе приведеннымъ веществомъ („II“), представляющимъ собою твердый сплавъ сурьмы съ 10% олова. Кристаллическое вещество „IV“ наблюдается въ сплавахъ олова съ сурьмою во всѣхъ тѣхъ случаяхъ, когда концентрація сплава колеблется отъ 50 до 57% сурьмы, что дало поводъ предположить, что составъ вещества „IV“ соотвѣтствуетъ формулѣ Sn Sb.

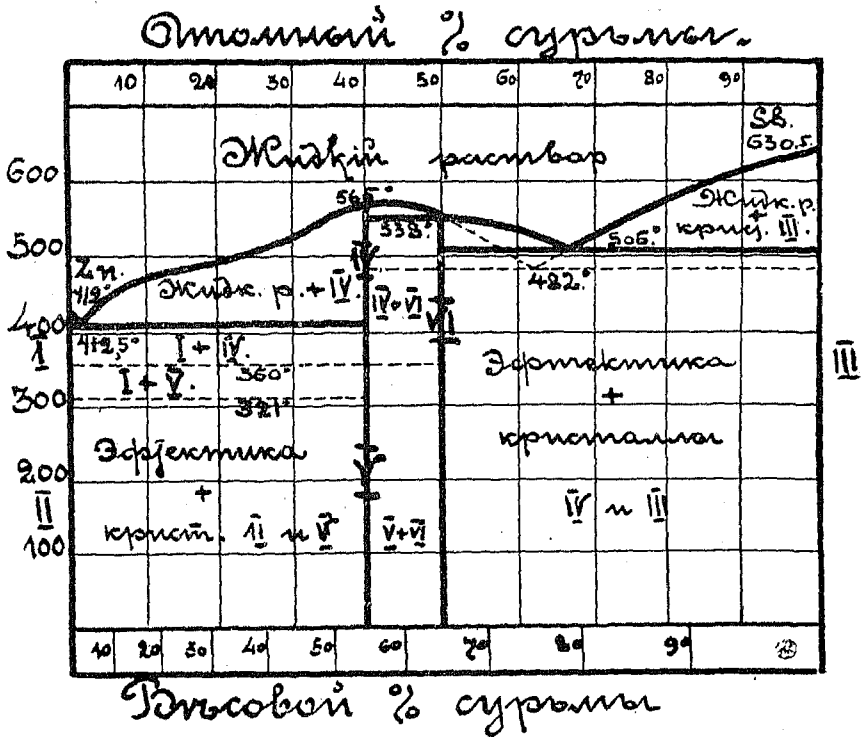
Необходимо замѣтить, что помѣченная на діаграммѣ точка (при 63% сурьмы) начала выдѣленія кристаллическаго вещества „IV“ на горизонтали эвтектики 430° С въ данное время еще твердо не установлена.

Вторая точка остановки термометра при охлажденіи сплавовъ олова, содержащихъ отъ 20 до 50% сурьмы, обнаруживается весьма слабо при 319° С. Слабый термическій эффектъ послѣдней точки остановки термометра Reinders объясняетъ тѣмъ, что выдѣляющееся при этой температурѣ вещество по сравненію съ предыдущимъ выдѣленіемъ „IV“ весьма мало отличаются другъ отъ друга. Послѣднее вещество, условно обозначенное на діаграммѣ „III“, по даннымъ Stead'a замѣтнѣе обнаруживается при содержаніи 40% сурьмы и это дало поводъ предположить, что это соединеніе есть новая кристаллическая форма, соотвѣтствующая соединенію $Sb_2 Sn_3$. Металлографическое соединеніе $Sb_2 Sn_3$ отличается отъ Sn Sb только слабой разницей по цвѣту при травленіи, при чемъ основу красталловъ составляетъ Sn Sb, а обложку $Sb_2 Sn_3$. Нѣкоторыми авторами соединеніе $Sn_3 Sb_2$ совсѣмъ не разсматривается ⁶⁾ Такимъ образомъ, резюмируя ранѣе приведенные результаты разсмотрѣнія кривой затвердѣванія сплавовъ олова съ сурьмой, мы имѣемъ слѣдующее: всѣ сплавы олова, содержащіе отъ 0 до 10% сурьмы, послѣ медленнаго охлажденія послѣ плавленія представляютъ изъ себя однообразную массу изъ затвердѣвшаго олова съ 10%

⁶⁾ Евангуловъ. Сплавы. Стр. 311.

сурьмы. Подобная же однородная масса будет у затвердѣвшаго сплава олова съ сурьмою въ томъ случаѣ, если содержаніе сурьмы въ оловѣ будетъ выше 90⁰/₀, но однородная масса въ послѣднемъ случаѣ будетъ состоять изъ сурьмы съ 10⁰/₀ олова. Всѣ прочіе сплавы олова, содержащіе отъ 10 до 90⁰/₀ сурьмы, практически въ зависимости отъ содержанія сурьмы въ оловѣ въ твердомъ состояніи имѣютъ явно обнаруженные кристаллы Sn Sb и Sn₃ Sb₂, погруженные въ общую однородную массу изъ олова съ 10⁰/₀ сурьмы или сурьмы съ 10⁰/₀ олова.

Далѣе слѣдующей парой металловъ, входящихъ въ составъ бабитовъ и вызывающихъ ихъ твердость, являются цинкъ и сурьма. Цинкъ съ сурьмою даютъ соединеніе очень твердое, но и хрупкое. Изъ имѣющихся соединеній цинка съ сурьмой большинствомъ авторовъ признаются два Sb₂ Zn₃ и Sb Zn. Кривая затвердѣванія сплавовъ цинка и сурьмы по даннымъ Guertler'a имѣетъ приблизительно слѣдующій видъ⁸⁾ (фиг. 3). Цинкъ способенъ въ значительномъ количествѣ растворять



Фиг. 3.

въ себѣ сурьму и при этомъ выдѣляются сплавы, температура плавления которыхъ выше таковой для цинка и отъ прибавленія сурьмы

⁸⁾ Многія неясности въ кривой, вытекающія изъ различныхъ данныхъ разныхъ авторовъ, при описаніи кривой опущены; подробности о кривой можно найти въ книгѣ Guertler'a „Metallographie“. S. 777—785“.

растеть. Сплавъ, содержащій 40% сурьмы ($\text{Sb}_2 \text{Zn}_3$), обладаетъ наивысшею температурою плавленія 565°C и имѣетъ на шлифахъ сплавовъ явно кристаллическое строеніе (условно обозначено на кривой затвердѣванія „IV“). Между частицами цинка и сплава цинка съ 40% сурьмы при постепенномъ охлажденіи по даннымъ Mönkemeyer'a и Arnetmann'a при температурѣ весьма близкой къ $412,5^\circ \text{C}$ выдѣляется общая эвтектическая масса, въ которой содержаніе сурьмы, по даннымъ Arnetmann'a, около 2,5% по вѣсу. При увеличеніи содержанія сурьмы въ цинкѣ отъ 40 до 100% температура плавленія сплава начнетъ постепенно убывать и когда содержаніе сурьмы въ цинкѣ достигнетъ 62% (атомныхъ) температура плавленія сплава будетъ 482°C . Для всѣхъ сплавовъ цинка съ сурьмою, начиная отъ 40 до 100% сурьмы въ цинкѣ, при условіи медленнаго охлажденія, наблюдается постоянная остановка въ паденіи температуръ термометра при 482°C , что, очевидно, соотвѣтствуетъ затвердѣванію общей эвтектической массы для всѣхъ сплавовъ цинка съ сурьмою, при условіи содержанія сурьмы въ цинкѣ отъ 40 до 100%. Однимъ изъ компонентовъ послѣдней эвтектической массы является сурьма (на діаграммѣ условно „III“), другимъ—соединеніе цинка съ сурьмою. Послѣднее соединеніе цинка съ сурьмою, какъ показалъ цѣлый рядъ наблюденій различныхъ авторовъ, въ сплавахъ цинка, содержащихъ отъ 40 до 68% (атомныхъ) сурьмы, при условіяхъ медленнаго охлажденія послѣ плавленія, само распадается. Наиболее интенсивно распаденіе кристалловъ указаннаго соединенія цинка съ сурьмою, по даннымъ Mönkemeyer'a и Жемчужнаго, наблюдается при температурѣ 538°C , соосвѣтствующей 50% сурьмы въ цинкѣ и надо полагать, что эта температура 538°C соотвѣтствуетъ выдѣленію новаго кристаллическаго вещества по формулѣ Sb Zn . По даннымъ вышеупомянутыхъ изслѣдователей точка остановки термометра при 538°C наблюдается для всѣхъ сплавовъ цинка, содержащихъ отъ 40 до 50% (атомныхъ) сурьмы, что дало поводъ предполагать, что въ указанномъ интервалѣ кривой охлажденія сплавовъ вмѣстѣ съ ранѣе указанными кристаллами сплава по формулѣ $\text{Sb}_2 \text{Zn}_3$ (кристаллы „IV“) выдѣляются и другіе кристаллы сплава цинка съ сурьмою по формулѣ Sb Zn (кристаллы „VI“). Далѣе тѣми же авторами было обнаружено, что точка плавленія эвтектической смѣси изъ сурьмы и Sb Zn для всѣхъ сплавовъ цинка, имѣющихъ свыше 50% сурьмы, лежитъ на горизонтали въ 506°C , а затѣмъ и процентное содержаніе сурьмы въ послѣдней эвтектикѣ сплава цинка и сурьмы весьма близко къ 68% (атомнымъ). Наконецъ многими изслѣдователями были найдены остановки въ паденіи термометра

по охлажденіи сплавовъ цинка и сурьмы во всѣхъ случаяхъ ниже 400°C , когда сплавы цинка имѣли отъ 0 до 40% (атомныхъ) сурьмы; при чемъ точка остановки термометра для всѣхъ сплавовъ цинка бѣдныхъ сурьюю была около 321°C , а для сплавовъ, содержащихъ 40% сурьмы,—около 360°C . Существованіе послѣднихъ точекъ остановки термометра въ указанномъ интервалѣ кривой затвердѣванія сплавовъ цинка и сурьмы дало поводъ многимъ авторамъ допустить образованіе новой кристаллической формы (кристаллы „V“), которая, по всей вѣроятности, соответствуетъ кристаллическому превращенію самого цинка, температура кристаллическаго превращенія котораго нѣсколько измѣняется въ зависимости отъ содержанія сурьмы въ цинкѣ. Различныя фазы строенія сплавовъ цинка и сурьмы въ зависимости отъ процентнаго содержанія сурьмы въ цинкѣ и въ зависимости отъ условій охлажденія наглядно приведены обозначеніями на кривой затвердѣванія означенныхъ сплавовъ (фиг. 3).

До сего времени мы рассматривали соединенія съ сурьюю свинца, олова и цинка, входящихъ въ составъ бабитовъ; эти соединенія, какъ извѣстно, имѣютъ кристаллическое строеніе и сообщаютъ бабитамъ твердость. Кромѣ сурьяныхъ соединеній, сообщающихъ бабитамъ твердость, въ нѣкоторыхъ бабитахъ, имѣющихъ въ составѣ мѣдь и олово, выдѣляются весьма твердыя частицы соединеній двухъ послѣднихъ элементовъ. Не вдаваясь въ подробности различныхъ соединеній мѣди и олова⁹⁾, необходимо отмѣтить, что въ бабитахъ, содержащихъ мѣдь и олово, встрѣчается въ большинствѣ случаевъ одна форма такихъ соединеній, а именно: слабо розовыя, шестиконечныя звѣзды на полѣ шлифа, имѣющія формулу соединенія Sn Cu_3 ($33,3\%$ Sn). Эти кристаллы—звѣзды отличаются большою твердостью и при рельефной полировкѣ шлифа всегда отчетливо выступаютъ. Необходимо отмѣтить, что выдѣленіе шестиконечныхъ звѣздъ соединенія Sn Cu_3 наблюдается въ оловянныхъ бабитахъ при 5% мѣди, и такой сплавъ отличается лучшими механическими свойствами. Въ сплавахъ бабитовъ, содержащихъ свинецъ, сурьюю и мѣдь, кромѣ твердыхъ кристалловъ свинца съ сурьюю или чистой сурьюю, на полѣ шлифа бываютъ замѣтны еще розоватыя выдѣленія сурьмы съ мѣдью по формулѣ Sb Cu_2 , при чемъ, надо полагать, что это соединеніе увеличиваетъ твердость бабитовъ. Подобная же картина выдѣленія кристалловъ соединенія Sb Cu_2 наблюдается и въ оловянныхъ бабитахъ съ большимъ содержаніемъ олова. Имѣя въ виду, что хрупкость кристалловъ Sb Cu_2 больше нежели—кристалловъ соединенія Sn Cu_3 ,—необходимо заключить, что оловя-

⁹⁾ Guetler. Metallographie. S. 340.

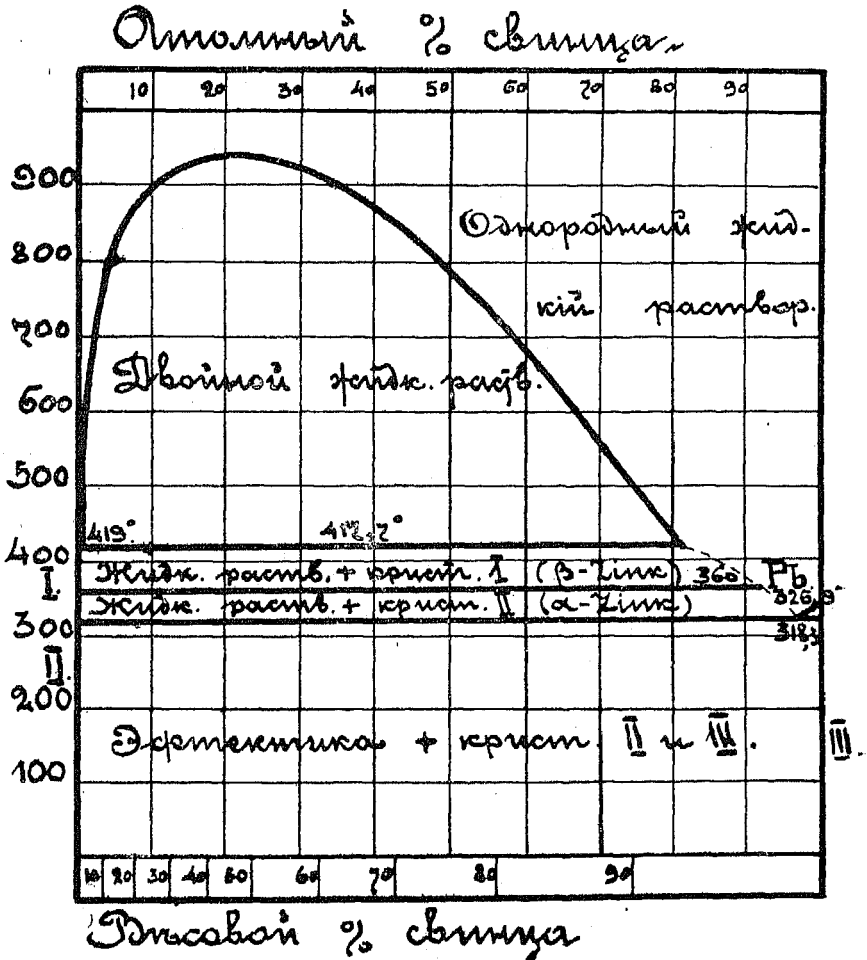
ный сплавъ съ меньшимъ содержаніемъ мѣди будетъ лучше, ибо большая хрупкость бабита способствуетъ быстрому износу его. Въ антифрикціонныхъ сплавахъ, въ бабитахъ изъ цинка, содержащихъ иногда значительное количество мѣди, на поляхъ шлифа обнаруживаются выдѣленія изъ мѣди и цинка въ формѣ латуни, и эти выдѣленія латуни, по всей вѣроятности, увеличиваютъ вязкость бабитовъ изъ цинка.

Бабиты по своему назначенію не могутъ быть особенно твердыми, ибо твердые вкладыши изъ бабита могутъ хорошо работать только при условіи очень точной пригонки работающихъ поверхностей и равномерной нагрузки ихъ. Въ новыхъ машинахъ послѣднія условія никогда не могутъ быть соблюдены, и работающимъ поверхностямъ вкладышей приходится долго прирабатываться. Но и въ старыхъ вкладышахъ изъ бабитовъ сосредоточеніе нагрузки на небольшомъ участкѣ можетъ быть вызвано случайнымъ засореніемъ, вслѣдствіе чего на этомъ участкѣ можетъ появиться мѣстное заѣданіе работающихъ поверхностей. Вслѣдствіе указанныхъ выше причинъ весьма желательно, чтобы матеріалъ вкладышей обладалъ бы нѣкоторою пластичностью, при которой онъ можетъ легко деформироваться и тѣмъ способствовать равномерному распредѣленію нагрузки на трущихся поверхностяхъ. Для удовлетворенія общимъ вышеуказаннымъ требованіямъ, предъявляемымъ къ бабитамъ, необходимо брать бабиты такого состава, чтобы по структурѣ они состояли изъ твердыхъ зеренъ, связанныхъ между собою пластичнымъ цементомъ. При работѣ мягкая масса бабита на трущейся поверхности скоро вытирается и въ соприкосновеніи съ работающей шейкой остаются лишь твердыя частицы бабита, при чемъ эти твердыя частицы бабита должны быть хорошо между собою соединены пластичною массою. Въ общемъ вся масса бабита должна быть достаточно пластична для равномернаго распредѣленія нагрузки. При такомъ строеніи заливки для вкладышей легко удаляется вмѣстѣ съ смазкою мѣстное засореніе изъ пыли и грязи, а случайно попавшія твердыя соринки остаются вдавленными въ мягкую массу заливки вкладыша.

Мягкая масса существующихъ бабитовъ состоитъ изъ олова, свинца и цинка въ различныхъ соотношеніяхъ между собою въ зависимости отъ состава бабита. Для полноты разсматриваемаго вопроса о строеніи бабитовъ вообще необходимо, хотя кратко, разсмотрѣть возможные соединенія различныхъ металловъ между собою въ мягкой массѣ бабитовъ. Олово и свинецъ при сплавленіи другъ съ другомъ не даютъ химическихъ соединеній. Оба металла мягки, по мѣрѣ увеличенія содержанія одного въ другомъ твердость такого сплава воз-

растает и достигает максимума при эвтектическом сплаве, состоящем из 62% олова и 38% свинца. Твердость такой эвтектической смеси будет меньше твердости сплава из 17% сурьмы и 83% свинца ¹⁰⁾.

Далее следующей парой металлов, входящих в состав мягкой части баббитов, являются цинк и свинец. Кривая затверждения сплавов цинка и свинца по данным Guerlier'a изображена на фиг. 4. Цинк, на основании целого ряда наблюдений Неусок'a, Neville'я Армеманн'a и др., может без заметного изменения своей кристаллизации растворять свинец до 4%, при чем точка плавления такой однородной массы будет около 417°, т. е. ниже точки плавления чистого цинка. (419, 22° С). На кривой плавкости конец выделения однородной массы (фиг. 4) из цинка и свинца взят при 3% Pb



Фиг. 4.

¹⁰⁾ Больше подробно кривую затверждения сплавов олова и свинца можно найти у Guerlier'a. Metallographie. S. 722.

при 418°C температуры плавления. Изображенная кривая затвердывания сплава из цинка и свинца въ предѣлахъ отъ 0,5 до 96,6% свинца въ цинкѣ была опытнымъ путемъ получена Arnemann'омъ (1910 г), и полученная имъ общая картина строения сплава изображена на кривой. При дальнѣйшемъ увеличеніи содержанія свинца свыше 96,6% въ сплавахъ цинка слѣдуетъ предполагать дальнѣйшее паденіе температуры плавления сплавовъ до тѣхъ поръ, пока изъ сплава не начнетъ выдѣляться плотная однородная масса свинца съ незначительнымъ содержаніемъ раствореннаго въ немъ цинка, при чемъ температура затвердыванія послѣдняго сплава свинца съ незначительнымъ количествомъ цинка будетъ ниже температуры плавленія чистаго свинца. По даннымъ Matthiessen'a и Rose ¹¹⁾ растворимость цинка въ свинецѣ безъ замѣтнаго измѣненія кристаллизаціи достигаетъ 1,6%.

Наконецъ третьей парой металловъ, входящихъ въ мягкую часть бабитовъ, является олово и цинкъ. Кривая затвердыванія послѣдней пары металловъ (см. фиг. 5) построена Guertler'омъ по даннымъ Neu-



Фиг. 5.

cock'a, Neville, Wiedemann'a, Mazzotto, Arnemann'a и др. и имѣть въ общемъ слѣдующее значеніе: какъ видно по кривой всѣ сплавы цинка и олова имѣютъ одну общую эвтектическую массу съ температурою плавленія близкою къ 197°C , при чемъ составъ общей эвтектики будетъ 83,3% (атомныхъ) олова въ цинкѣ. Далѣе Arnemann'омъ была замѣчена при высокихъ температурахъ (около 300°) небольшая оста-

¹¹⁾ Guertler. Metallographie. S. 557.

новка термометра при охлажденіи сплава, что онъ объяснилъ превращеніемъ частицъ цинка β , содержащихъ въ себѣ немного олова, въ частицы чистаго цинка (α). Наконецъ Mazzotto при своихъ наблюденіяхъ получалъ незначительныя остановки въ паденіи температуры сплава при охлажденіи уже послѣ выдѣленія общей эвтектики, и такое явленіе было приписано Mazzotto превращенію частицъ олова. Но дальнѣйшія наблюденія показали, что послѣднія остановки термометра наблюдаются даже и въ тѣхъ случаяхъ, когда сплавъ цинка содержитъ весьма мало олова. Такимъ образомъ послѣднее отмѣченное явленіе въ кривой затвердѣванія сплавовъ цинка и олова остается до сего времени не выясненнымъ.

Всѣ существующіе бабиты по преобладающему количеству одного изъ элементовъ можно разбить на сплавы свинца, олова и цинка. Двойные сплавы изъ свинца и сурьмы, вслѣдствіе ихъ значительной дешевизны, примѣняются часто на практикѣ на заливку подшипниковъ. Изъ ранѣе рассмотрѣнной кривой затвердѣванія такого сплава (см. фиг. 1) слѣдуетъ, что означенный сплавъ имѣетъ эвтектику при 13% Sb, и при большемъ содержаніи сурьмы сплавъ состоитъ изъ твердыхъ кристалловъ сурьмы, соединенныхъ вышеупомянутой эвтектикой, имѣющей достаточную пластичность. Хрупкость зеренъ сурьмы не вредитъ сплаву, ибо эти зерна легко могутъ перемѣщаться въ пластичной массѣ эвтектики. При содержаніи сурьмы свыше 25% кристаллы сурьмы имѣютъ значительную величину, тѣсно касаются другъ друга и сплавъ вслѣдствіе этого становится весьма хрупкимъ. Въ качествѣ матеріала для заливки подшипниковъ обычно примѣняются сплавы свинца съ 13—25% Sb, но эти сплавы не годятся для большихъ удѣльных давленій. Извѣстный сплавъ Дудлея для подшипниковъ медленно вращающихся валовъ содержитъ 83,5% Pb и 16,5% Sb. Въ сплавы свинца съ сурьмою нерѣдко прибавляютъ немного мѣди, но при этомъ въ вышеприведенной структурѣ такихъ сплавовъ появляется (слабо розоватое) соединеніе мѣди съ сурьмою по формулѣ $Sb Cu_2$. Такъ сплавъ, примѣняемый на желѣзныхъ дорогахъ C-e d'Est, состоитъ изъ 65% Pb, 25% Sb и 10% Cu, при чемъ при большемъ содержаніи мѣди сплавъ дѣлается хрупкимъ.

Сплавы олова и сурьмы, обычно примѣняемые для заливки подшипниковъ, какъ это вытекаетъ изъ ранѣе рассмотрѣнной диаграммы затвердѣванія этихъ сплавовъ, въ зависимости отъ содержанія сурьмы (см. фиг. 2) состоятъ изъ ромбическихъ кристалловъ соединенія олова и сурьмы по формулѣ $Sb_2 Sn_3$ и $Sb Sn$, соединенныхъ пластичной массой изъ олова, при чемъ выдѣлившіеся кристаллы мягче чистой

сурьмы. На практикѣ сплавы олова и сурьмы, вслѣдствіе ихъ значительной дороговизны, примѣняются очень рѣдко, а затѣмъ и содержаніе сурьмы въ такихъ сплавахъ рѣдко превышаетъ 25⁰/₀. Къ сплавамъ олова и сурьмы для увеличенія твердости нерѣдко прибавляется немного мѣди, при чемъ на структурѣ шпифа въ послѣднемъ случаѣ рядомъ съ кристаллами соединений олова съ сурью ($Sb_2 Sn_3$ или $Sb Sn$) выдѣляются желтые елочные кристаллы соединения мѣди съ оловомъ по формулѣ $Sn Cu_3$, которые сами по себѣ обладаютъ большою твердостью. По изслѣдованіямъ Чаггу наилучшими свойствами обладаетъ сплавъ имѣющій 83,33⁰/₀ Sn, 11,11⁰/₀ Sb и 5,56⁰/₀ Cu, ибо при большемъ содержаніи мѣди твердые елочные кристаллы изъ $Sn Cu_3$ пропадаютъ.

Въ качествѣ бабитовъ на практикѣ нерѣдко примѣняютъ сплавъ изъ свинца, олова и сурьмы, при чемъ содержаніе сурьмы въ такихъ сплавахъ колеблется отъ 10 до 18⁰/₀ и олова отъ 10 до 20⁰/₀. Структура такихъ сплавовъ состоитъ изъ ромбическихъ кристалловъ соединений свинца съ сурью или олова съ сурью, но связующая ихъ пластичная эвтектика подъ вліяніемъ примѣси олова въ свинцѣ будетъ тверже, чѣмъ чистая свинцовая эвтектика простого свинцово-сурьяного сплава, вслѣдствіе чего послѣдніе тройные сплавы изъ свинца, олова и сурьмы нерѣдко употребляются для заливки вкладышей съ большою нагрузкою. Наконецъ къ бабитамъ необходимо отнести сплавъ цинка съ сурью съ незначительною примѣсью олова; обычно содержаніе олова и сурьмы въ такихъ сплавахъ колеблется между 10 и 15⁰/₀. Цинкъ съ сурью, какъ этой вытекаетъ изъ ранѣ приведенной кривой затвердѣванія (см. фиг. 3), даетъ соединеніе въ кристаллической формѣ весьма твердое и хрупкое и кромѣ этого и цементирующая ихъ масса отличается достаточною хрупкостью, поэтому чистые сплавы цинка и сурьмы для заливки подшипниковъ не употребляются. Незначительная примѣсь олова уменьшаетъ хрупкость эвтектики сплава, но съ другой стороны содержаніе олова не должно быть больше указанного предѣла, ибо при большемъ содержаніи олова въ сплавѣ наряду съ соединеніемъ цинка съ сурью начнутъ выдѣляться кристаллы соединенія олова съ сурью, которыя будутъ мягче кристаллическихъ соединеній цинка съ сурью. Чтобы удержать олово въ эвтектикѣ сплава и вмѣстѣ съ тѣмъ заставить выдѣлиться только кристаллы изъ цинка и сурьмы, необходимо имѣть въ тройномъ сплавѣ изъ цинка, олова и сурьмы содержаніе послѣдней въ вышеуказанныхъ предѣлахъ. Для увеличенія вязкости цинковыхъ сплавовъ съ сурью,

нерѣдко къ сплаву прибавляютъ незначительное количество мѣди, которая въ послѣднемъ случаѣ на полѣ шлифа выдѣляется въ видѣ отдѣльныхъ палочекъ латуни.

Составъ бабитовъ, примѣняемыхъ на практикѣ, весьма разнообразенъ и въ большинствѣ случаевъ взятое содержаніе употребляемаго бабита не имѣетъ подъ собой критической оцѣнки. Только за послѣднее время сдѣлано нѣсколько попытокъ къ нормировкѣ состава бабитовъ, употребляемыхъ на русскихъ желѣзныхъ дорогахъ, гдѣ, какъ извѣстно, расходъ на бабитѣ является весьма значительнымъ. Такъ на XXV совѣщательномъ сѣздѣ инженеровъ службы тяги былъ поднятъ вопросъ о составѣ употребляемыхъ на русскихъ желѣзныхъ дорогахъ бронзахъ и бабитахъ, и по порученію этого сѣзда инженеръ И. Н. Валуевъ обратился къ управленіямъ службы тяги русскихъ желѣзныхъ дорогъ съ просьбою сообщить о сортахъ, составахъ и количествахъ расходуемыхъ матеріаловъ (бронзахъ и бабитахъ), о способахъ приобрѣтенія и изготовленія ихъ, о результатахъ службы ихъ, о техническихъ условіяхъ приѣма ихъ отъ заводовъ и фирмъ и проч. Въмѣстѣ съ отвѣтами на вышеизложенные вопросы въ распоряженіи г. Валуева были доставлены и образцы употребляемыхъ матеріаловъ, которые были въ свою очередь изслѣдованы г. Валуевымъ химически и механически. Результаты послѣднихъ изслѣдованій и общія заключенія изъ нихъ были доложены г. Валуевымъ на XXVIII совѣщательномъ сѣздѣ инженеровъ службы тяги¹²⁾ Не останавливаясь на различныхъ подробностяхъ въ изслѣдованіяхъ и результатахъ образцовъ бронзъ, имѣвшихся въ распоряженіи г. Валуева, перейдемъ непосредственно къ произведеннымъ изслѣдованіямъ бабитовъ. Химическія изслѣдованія бабитовъ были произведены лабораторіей Московскаго Электролитическаго завода И. К. Николаева и ею же были опредѣлены удѣльные вѣса образцовъ. Опредѣленіе твердости, вязкости и прочности образцовъ бабитовъ были произведены г. Валуевымъ при любезномъ содѣйствіи администраціи Русско-Французскаго Судостроительнаго завода въ лабораторіи послѣдняго завода. Общая картина предпринятыхъ г. Валуевымъ изслѣдованій бабитовъ заключалась въ нижеслѣдующемъ:

Твердость была опредѣлена при помощи вдавливанія шарика, по способу Бринеля, машиной Фремона. Вязкость и прочность были опредѣлены изъ графическихъ записей на той же машинѣ Фремона при помощи раздавливанія специально приготовленныхъ брусковъ прямоугольнаго сѣченія $8^m/m \times 10^m/m$ поперекъ ихъ длины стальнымъ цилин-

¹²⁾ Труды XXVIII совѣщательнаго сѣзда инженеровъ подвижнаго состава и тяги въ 1911 г. стр. 265.

дрикомъ, имѣющимъ $10^m/m$ въ діаметрѣ. Цилиндрикъ (длиною болѣе $10^m/m$) укладывался попереку бруска и постепенно вдавливался въ него до тѣхъ поръ, пока брусокъ не раздѣлялся пополамъ или давалъ поперечную трещину. На діаграммѣ въ это время карандашъ чертилъ кривую, ординаты которой указываютъ въ каждый моментъ глубину проникновенія цилиндрика въ брусокъ и соотвѣтствующую этому моменту силу давленія на цилиндрикъ. Понятно, что чѣмъ большею вязкостью обладаетъ брусокъ, тѣмъ глубже, не разрушая его, можно вдавить въ него цилиндрикъ и можно считать брусокъ тѣмъ прочнѣе, чѣмъ будетъ больше то давленіе на цилиндрикъ, при которомъ брусокъ разрушается. Если предположимъ, что мы имѣемъ брусокъ съ абсолютной вязкостью, т. е. такой, въ которой можно вдавить цилиндрикъ, не разрывая его, во всю его толщину и назовемъ вязкость такого бруска числомъ 100, то вязкость всѣхъ другихъ брусковъ будетъ выражена въ процентномъ отношеніи отъ абсолютной вязкости: она будетъ представлена числами, начиная отъ 0 до 100. Такія числа и показаны въ соотвѣтственной рубрикѣ нижеприведенныхъ таблицъ. Прочность въ этихъ же таблицахъ показана числами пропорціональными раздавливающей силѣ (для наглядности), а именно, въ 27 разъ меньшими. ¹³⁾ Были произведены еще микроскопическія изслѣдованія шлифовъ, приготовленныхъ также заводомъ И. К. Николаева.

Опредѣленіе коэффиціента тренія и разной степени стираемости испытуемыхъ бабитовъ не производилось. Извѣстно, что коэффиціенты тренія разныхъ составовъ бабитовъ отличаются между собою сравнительно незначительно и что гораздо большее вліяніе на силу тренія оказываетъ качество примѣняемаго смазочнаго масла. Опыта на истираемость требуютъ затраты большаго времени и, все-таки, не могутъ быть поставлены въ условія, имѣющія мѣсто въ дѣйствительной службѣ.

Производились еще наблюденія температуръ точекъ плавленія и остыванія сплавовъ. Въ таблицахъ эти данныя не приводятся, такъ какъ не имѣлось въ распоряженіи соотвѣтственныхъ хорошо обставленныхъ физическихъ приборовъ; непосредственное же наблюденія термометромъ показываетъ, что для всѣхъ разсматриваемыхъ составовъ бабитовъ эти данныя разнятся незначительно, а именно: начало плавленія около $230-235^\circ$ и конецъ плавленія около $240-260^\circ$.

На практикѣ въ нѣкоторыхъ случаяхъ имѣетъ значеніе продолжительность періода времени, заключеннаго между моментомъ, когда при остываніи начинается сгущеніе бабита (конецъ плавленія $240-260^\circ$),

¹³⁾ На діаграммахъ машины Фремона $1^m/m$ абсциссы были эквивалентны 27 klg.

и моментомъ полного затвердѣванія. Это время нужно иногда для производства, такъ называемаго, „намазыванія“ бабита. Эта продолжительность періода намазыванія тѣмъ больше, чѣмъ больше теплоемкость состава, что, въ свою очередь, находится въ прямомъ отношеніи отъ теплоемкостей и количества входящихъ въ составъ металловъ. Если теплоемкость свинца. принять за единицу, то теплоемкость остальныхъ составляющихъ металловъ будетъ слѣдующая: олова 1,75, мѣди 3 и сурьмы 1,7. Слѣдовательно намазываться тѣмъ лучше будутъ тѣ составы, въ которыхъ больше содержанія олова и меньше свинца; иначе говоря эта способность „намазыванія“ даннаго бабита находится въ прямой зависимости отъ его химическаго состава.

Результаты своихъ наблюденій г. Валуевъ даетъ сначала въ общей большой таблицѣ, а затѣмъ, для болѣе нагляднаго выясненія состава бабитовъ въ зависимости отъ ихъ назначенія, г. Валуевъ изъ общей таблицы дѣлаетъ выборку, распредѣляя составъ бабитовъ по ихъ назначенію. Результатомъ подобнаго распредѣленія бабитовъ являются четыре нижеслѣдующихъ таблицы (I—IV), при чемъ необходимо замѣтить, что графа „цѣна по объему“ опредѣлена г. Валуевымъ по теоретической стоимости бабитовъ съ поправкою на удѣльный вѣсъ. Объемъ бабита, имѣющаго удѣльный вѣсъ равнымъ 10, принять за единицу.

Тогда стоимость прочихъ составовъ бабитовъ, необходимыхъ для заполнения того же объема, который занимаетъ одинъ кубъ бабита удѣльнаго вѣса равнаго 10, будетъ меньше стоимости одного куба этихъ составовъ въ прямомъ отношеніи ихъ удѣльныхъ вѣсовъ.

Таблица 1.

Составы бабитовъ, примѣняемыхъ только для быстроходныхъ паровозовъ.

Д о р о г и.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цѣна по объ- ему.	
		Cu	Sn	Sb	Pb	Zn					
4	Юго-Западн.	Кіевск. маст. . . .	3,96	83,50	11,96	0,50	Сл.	27,1	27	47,5	15,09
9	В.-Вѣнск.	Главн. мастерск. . .	4,26	80,00	13,00	2,60	Сл.	28,4	30	47	15,00
20	Ряз.-Уральск.	Зав. Лейкина . . .	4,40	70,00	13,04	12,00	0,13	27	7,5	22	13,45
24	Сибирская	Свои мастерск. . . .	2,32	63,00	14,60	19,70	0,12	26,2	17	34	12,69
34	„	Зав. Николаева . . .	4,16	50,00	14,96	30,00	0,12	26,8	7,5	28	11,31
49	„	Р. А. М. О.	3,00	42,70	14,25	39,00	0,40	20,2	10	25	10,34
58	Кит.-Вост.	Зав. Николаева . . .	3,20	40,00	16,20	40,00	0,12	22,5	4,5	20	9,96
76	„	Р. Фр. (Верда) . . .	1	26,30	9,20	63,26	Сл.	18,3	23	32	8,16
102	„	Т-во А. С. Л. . . .	3,40	20,00	19,00	57,50	0,22	35,5	1,5	23	7,20

Таблица II.

Составы бабитовъ, примѣняемыхъ для паровозовъ всѣхъ серій безразлично.

Д о р о г и.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цѣна по объ- ему.
		Cu	Sn	Sb	Pb	Zn				
1 Сѣверныя	Свои мастерск. . .	3,48	89,20	7,20	Сл.	—	23,1	38	47	15,84
2 Сызр.-Вязем.	Заводъ Лейкина . .	5,32	84,50	9,40	0,60	0,09	27,6	35,6	53	15,44
8 Моск.-Врест.	Свои мастерск. . .	6,34	80,30	13,20	Сл.	—	30,3	17,3	42,5	14,79
10 „	Брянскій заводъ . .	6,00	80,00	12,00	2,00	—	30	25	45	15,32
11 Самаро-Злат.	Свои мастерскія . .	9,84	79,50	10,60	Сл.	—	33	18,1	43	17,23
18 Полѣвскія	Свои мастерск. . .	7,40	72,00	13,28	2,02	—	36,1	5,3	38	13,78
19 Полѣвскія	Дюрингъ-колесо . .	9,20	72,00	17,40	1,36	—	39,4	5,6	28,5	14,31
24 Сибирская	Свои мастерск. . .	2,32	63,00	14,60	19,70	0,12	26,2	17	34	12,69
25 „	Р. А. М. О. . . .	2,00	62,60	15,00	20,00	0,12	25,5	17,5	33,5	12,49
30 Моск.-Курск.	Свои мастерск. . .	4,84	54,60	7,16	33,32	Сл.	18,7	26	34	12,27
42 М. В. Р. (м.с.)	№ 1 свои мастерск.	3,04	45,00	13,72	38,00	Сл.	21,9	24	27	10,19
44 Екатеринбургск.	Зав.-Николаева . .	3,40	44,82	11,24	40,00	0,21	26,4	12	27	10,67
50 Юго-Вост.	Зав. Лисовск. . . .	3,36	42,50	13,60	40,00	0,16	20,8	11	24	10,31
54 Либ.-Ромен.	Свои мастерск. . .	1,40	36,00	16,96	45,00	—	20	7	21	9,23
69 „	Р. А. М. О. . . .	2,40	30,50	17,30	49,30	0,18	27,6	20,5	47	8,90
82 Сѣв.-Западн.	Маст. С.П.В. . . .	4,3	25,36	8,20	62,14	—	(ре	цен	тъ)	—
124 Либ.-Ромен.	Свои мастерск. . .	0,20	0,60	18,50	80,50	Сл.	20	17,5	31	3,69

Таблица III.

Составы бабитовъ, примѣняемыхъ для пассажирскихъ вагоновъ.

Д о р о г и.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цѣна по объ- ему.
		Cu	Sn	Sb	Pb	Zn				
5 Юго-Запад.	Кіевск. маст. . . .	5,34	83,00	11,28	0,29	Сл.	29,4	13,4	40,5	15,10
18 Полѣвскія	Свои мастерск. . .	7,40	72,00	13,28	2,02	—	36,1	5,3	38	13,78
31 Либ.-Ромен.	„	4,60	54,64	10,20	30,00	0,13	23	20	28	11,85
35 Сѣверныя	Моск. маст. . . .	3,92	49,20	12,80	34,00	Сл.	16,3	11,25	24,5	14,43
39 „	Шенцлеръ № 1 . .	4,20	46,00	12,28	37,31	0,12	22,4	12	27	11,40
40 Моск.-Врест.	Свои маст. № 2 . .	1,80	46,00	9,60	42,00	0,18	17	20	26,5	10,80
46 Моск.-Курск.	„ „ № 1 . . .	3,64	44,00	6,36	45,80	Сл.	19,8	15	25	10,99
54 Либ.-Ромен.	Свои мастерск. . .	1,40	36,00	16,96	45,00	—	20	7	21	6,23
55 „ „	Дюрингъ цапфа . .	0,70	40,80	12,00	46,00	0,22	15,8	24	28	10,74

	Д о р о г и.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цена по обр- саму.
			Cu	Sn	Sb	Pb	Zn				
65	Юго-Запад.	Ю. Р. Заводъ . . .	1,80	34	8,88	55	0,22	20,2	6	21	9,35
77	Кит.-Вост.	Зав. Лейкина . . .	2,80	26,12	14,80	56,00	0,22	26,8	5,6	24	8,14
84	Сызр.-Вязем.	„ „ . . .	3,00	24,90	13,40	58,50	0,12	25	6	23	7,99
96	М. В. Р. (м.с.)	Свои мастерск. . .	4,00	22,00	10,00	63,5	0,24	23,1	9,4	31	7,81
101	Ряз. Урал.	Зав. Лисовск. . .	2,24	21,00	16,60	59,80	0,12	22	16,25	34	7,25
109	Юго-Вост.	„ „ . . .	1,00	15,00	13,90	69,70	0,20	23,5	5,6	29	6,28
116	„ „	Р. Фр. (Верда) . .	1,40	6,00	16,94	75,00	0,27	22,7	5,17	25,38	4,82

Таблица IV.

Составы бабитовъ, применяемыхъ для товарныхъ вагоновъ.

	Д о р о г и.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цена по обр- саму.
			Cu	Sn	Sb	Pb	Zn				
41	Ташкентск.	Гл. Мастерскія . .	1,70	48,00	7,20	42,80	0,17	17,1	33	30	10,89
54	Либ.-Ромен.	Свн мастерск. . .	1,40	36,00	16,96	45,00	—	20	7	21	9,23
62	Сыверняя	Моск. Мастерск. . .	3,20	37,50	21,00	38,20	0,12	30,5	2,35	20,5	9,63
68	Екатеринницк.	Зав. Николаева . .	2	31,94	15,00	50,60	0,18	22,5	7,5	25	8,82
71	„	„ Лейкина . . .	2,20	23,80	18,20	50,00	0,24	27,2	3,75	29	8,41
79	Сибирская	„ Николаева . . .	2,36	26,00	13,36	57,50	0,25	24	6	23	8,16
81	Моск.-Брест.	Свои маст. № 3 . .	—	25,70	25,30	48,70	0,20	33,2	1,9	22	7,64
86	Польскія	Пивскія маст. . .	3,92	24,00	7,60	64,20	0,12	20,5	14	32	8,05
94	—	Дюранск. Подп. . .	0,60	22,50	7,40	69,00	0,20	13,3	20	26	6,57
95	—	Шенцлеръ	4,20	22,50	23,64	49,44	0,17	33,6	1,6	23,5	7,57
99	Юго-Запади.	Южн.-Р. Т-во . . .	2,60	21,50	18,40	57,30	0,24	29,7	2	25	7,31
101	Ряз.-Уральск.	Зав. Лисовскаго . .	2,24	21,00	16,60	59,80	0,12	22	16,25	34	7,25
112	—	Фр. Куровскіе „Мачолиа“ . . .	0,40	10,00	12,00	77,50	0,24	22,9	8,4	31	5,40
117	Ср.-Азиатская	Зав. Николаева . .	2	5,76	17,50	74,50	0,14	25,2	10	28	4,95
118	Юго-Восточн.	„ Лисовскаго . .	сл.	5,00	15,50	79,40	сл.	18,3	12	24	4,67
120	—	Henry Ratzel . . .	0,10	3,05	16,20	80,40	0,20	20,3	15,6	30	4,01
121	Сѣв.-Запади.	Маст. Валт. . . .	—	1,00	17,00	81,40	0,20	20,7	11,27	25,31	3,68
122	Ср.-Азиатская	Зав. Сорново . . .	0,35	0,49	16,20	82,50	сл.	19	17	30	3,61

Какъ видно изъ приведенныхъ таблицъ составъ бабитовъ, употреб-
ляемыхъ на русскихъ желѣзныхъ дорогахъ для одинаковаго назначенія-

весьма различенъ и при этомъ необходимо замѣтить, что громадное большинство управленій службы тяги означенныхъ дорогъ, посылая образцы г. Валуеву, высказало полное удовлетвореніе ихъ работой.

Далѣе для рѣшенія вопроса о лучшемъ составѣ бабиты въ зависимости отъ его назначенія г. Валуевъ на основаніи общихъ теоретическихъ разсужденій разбиваетъ всѣ бабиты на оловянные и свинцовые и при этомъ считаетъ лучшими всѣ тѣ бабиты, которые при испытаніяхъ обнаружили хорошія механическія свойства; за низкія предѣлы хорошихъ механическихъ свойствъ выбраны для твердости отмѣтка 20, для вязкости 10 и для прочности 25. Наконецъ, въ заключеніе своего доклада г. Валуевъ даетъ общую нижеслѣдующую таблицу V, въ которую онъ вноситъ наилучшіе бабиты по его испытаніямъ.

Таблица V.
Наилучшіе бабиты.

Д О Р О Г И.	Фирма или заводъ.	Составъ по анализу.					Твердость.	Вязкость.	Прочность.	Цѣна по объ- сму.	
		Cu	Sn	Sb	Pb	Zn					
		Изъ чисто оловянн.:									
2	Сызр.-Вязем.	Зав. Лейкина . . .	5,32	84,50	9,40	0,60	0,09	27,6	35,6	53	15,14
9	В.-Вѣнская	Гл. мастерскія . . .	4,26	80,00	13,00	2,60	Сл.	28,4	30	47	15,00
14	—	Брянскій зав. . . .	4,92	78,90	12,40	3,80	—	28,3	28,75	55	14,70
4	Юго-Западн.	Кіевск. мастерск. . .	3,06	83,50	11,96	0,50	Сл.	27,1	27	47,5	15,09
		Изъ оловянныхъ:									
24	Сибирская	Свои мастерск. . . .	2,32	63,00	14,60	19,70	0,12	26,2	17	34	12,69
25	—	Р. А. М. О. № 1 . . .	2,00	62,60	15,00	20,00	0,12	25,5	17,5	33,5	12,47
26	Юго-Западн.	Кіевск. мастерск. . .	3,20	59,62	11,68	25,00	0,12	23	18,1	34	12,52
36	Сѣв.-Западн.	Маст. Балт.	2,00	48,80	14,00	35,00	0,14	21,4	36,5	31	11,20
		Изъ свинцовыхъ:									
69	—	Р. А. М. О. А. . . .	2,40	30,50	17,30	49,30	0,18	27,6	20,5	47	8,90
116	—	Р. Фр. (Верда) . . .	1,40	6,00	16,94	75,00	0,27	22,7	5,17	25,38	4,82
101	Ряз.-Уральск.	Зав. Лисовскаго . . .	2,24	21,00	16,60	59,80	0,12	22	16,25	34	7,25
86	Полѣвскія	Пинск. маст.	3,92	24,00	7,60	64,20	0,12	20,5	14	32	8,05
		Изъ чисто свинцов.:									
121	Сѣв.-Западн.	Маст. Балт.	—	1,00	17,00	81,40	0,20	20,7	11,27	25,31	3,68
124	Либ.-Роменск.	Свои мастерск. . . .	0,20	0,60	18,50	80,50	Сл.	20	17,5	31	3,69
120	—	Henry Ratzel	0,10	3,05	16,20	80,40	—	20,3	15,6	30	4,01
122	Ср.-Азіатская	Зав. Сормово	0,35	0,49	16,20	82,50	Сл.	19	17	30	3,61

Изъ разсмотрѣнія послѣдней таблицы г. Валуевъ высказываетъ заключенія, что: 1) чисто оловянные бабиты, правильно составленные, обладаютъ высокими качествами, могутъ удовлетворять самыя строгія требованія, предъявляемыя желѣзными дорогами къ бабитамъ, и стоять внѣ конкуренціи. 2) Качества оловянныхъ бабитовъ не имѣютъ никакихъ преимуществъ передъ свинцовыми; 3) что касается чисто-свинцовыхъ бабитовъ, то они по вязкости одинаковы съ оловянными и свинцовыми бабитами, уступаютъ послѣднимъ только по твердости. Въ то же время, по заключеніямъ г. Валуева, чисто свинцовые бабиты превосходятъ всѣ остальные по устойчивости своихъ свойствъ, вслѣдствіе чего авторъ высказываетъ предположеніе, что для потребностей желѣзныхъ дорогъ, какъ по своей небольшой стоимости такъ и по механическимъ свойствамъ, вполне пригоденъ свинцовый бабитъ изъ 83% свинца и 17% сурьмы. Въ особо отвѣтственныхъ случаяхъ желѣзнодорожной практики г. Валуевъ рекомендуетъ употреблять смѣсь изъ лучшихъ оловянныхъ бабитовъ, имѣющихъ 5,55% Cu, 83,33% Sn и 11,11% Sb, и изъ свинцовыхъ бабитовъ вышеприведеннаго состава. Для выясненія своего послѣдняго предложенія г. Валуевъ сдѣлалъ рядъ опытовъ, которые вообще дали хорошіе результаты. Для изготовленія смѣси изъ лучшихъ оловянныхъ и свинцовыхъ бабитовъ, г. Валуевъ совѣтуетъ приготовить сначала отдѣльно два вышеказанныхъ состава бабита и затѣмъ сплавить и смѣшать ихъ въ желаемой пропорціи. Дѣло въ томъ, что въ оловянномъ бабитѣ во время охлажденія послѣ плавленія должны произойти (указанныя выше) какъ бы химическія соединенія, которыя, очевидно, въ концентрированномъ растворѣ произойдутъ полнѣе, нежели въ растворѣ разбавленномъ свинцомъ.

На ряду съ изученіемъ механическихъ свойствъ различныхъ по составу бабитовъ производились и металлографическія изслѣдованія послѣднихъ. Такъ К. Loebe въ 1911 г.¹⁴⁾ опубликовалъ свои изслѣдованія надъ бабитами изъ свинца, олова и сурьмы. Campbell и Elder на основаніи своихъ наблюденій надъ вышеуказаннымъ составомъ бабитовъ дали приблизительную діаграмму¹⁵⁾ тройнаго сплава изъ олова, свинца и сурьмы. Означенная діаграмма построена на общемъ положеніи, что сумма перпендикуляровъ, опущенныхъ изъ какой либо точки внутри равносторонняго треугольника, равняется его высотѣ. Результаты опытныхъ изслѣдованій, изобразенные на діаграммѣ (фиг. 6), таковы: 1) наивысшая точка плавленія тройнаго сплава (на діаграммѣ

¹⁴⁾ Metallurgie, 1911, 8, 7 и 33.

¹⁵⁾ Metallurgie. 1912, S. 422.

нымъ количествомъ олова. По площади діаграммы $B\gamma$ $OP\zeta$ сначала при затвердѣваніи указаннаго тройнаго сплава выдѣляется свинець; по площади fo Pd —сначала изъ раствора при его затвердѣваніи выдѣляется Sn Pb и, наконецъ, по площади Cd $P\zeta$ —выдѣляется сначала олово въ плотномъ соединеніи съ сурьюмою (условно обозначено олово „ α “— $Sn\alpha$). Наконецъ, если ради упрощенія, предположить, что при затвердѣваніи вышеуказаннаго тройнаго сплава выдѣляется чистая сурьма, то по площади діаграммы Aof при затвердѣваніи сплава будутъ выдѣляться кристаллы сурьмы до тѣхъ поръ, пока оставшійся составъ сплава не достигнетъ границы, обозначенной на діаграммѣ линіей go . Послѣ этого свинець и сурьма будутъ выдѣляться одновременно, пока составъ жидкаго остатка сплава идетъ по линіи go и до тѣхъ поръ, пока онъ не достигнетъ точки O . При концентраціи сплава, соответствующаго точкѣ O ,—изъ сплава при его затвердѣваніи выдѣляются частицы Sn Sb + Pb . Если концентрація раствора будетъ больше, чѣмъ это соответствуетъ точкѣ O , то частицы Sn Sb и Pb будутъ продолжать выдѣляться изъ раствора по линіи O p до полнаго затвердѣванія сплава.

Въ полѣ $B\gamma o$ при затвердѣваніи сплава сначала будетъ выдѣляться чистый свинець пока концентрація жидкаго остатка не достигнетъ точекъ линіи go . Дальнѣйшая картина затвердѣванія сплава будетъ одинакова съ предыдущей.

По площади діаграммы Aof при затвердѣваніи сплава сначала выдѣляются кристаллы сурьмы до тѣхъ поръ, пока жидкій остатокъ сплава не достигнетъ концентраціи точекъ линіи fo ; послѣ этого начнутъ выдѣляться частицы Sn Sb и концентрація остающагося жидкаго остатка сплава приближается къ точкѣ O . Картина затвердѣванія частицъ сплава при концентраціи его, соответствующей точкѣ O , остается безъ измѣненія по сравненію съ предыдущими случаями. Въ полѣ f PO первымъ продуктомъ затвердѣванія въ сплавѣ является Sb Sn до тѣхъ поръ, пока составъ жидкаго остатка сплава не достигнетъ указанной черезъ OP границы. Въ послѣднемъ случаѣ изъ жидкаго остатка сплава начнутъ выдѣляться одновременно частицы Sn Sb и Pb , но при этомъ составъ остатка сплава будетъ приближаться по линіи OP къ точкѣ p , при которой въ послѣдній моментъ затвердѣванія сплава выдѣляется плотная масса изъ $Sn\alpha$ + Pb .

По площади $B\gamma\zeta$ при затвердѣваніи сплава сначала выдѣляются частицы свинца, которыя, условно предполагаемъ, не содержатъ раствореннаго въ нихъ олова, и такое выдѣленіе частицъ чистаго свинца изъ жидкаго остатка сплава будетъ продолжаться до тѣхъ поръ, пока

концентрація жидкаго остатка не достигнетъ границы Pq , при которой одновременно изъ жидкаго остатка сплава будутъ выдѣляться частицы свинца и олова ($Sn\alpha$), а жидкій остатокъ сплава не приблизится къ эвтектикѣ (точка q) двойного сплава изъ олова и свинца, которая и затвердѣетъ послѣдней. По площади $Cd Pq$ при затвердѣваніи сплава сначала будутъ выдѣляться частицы олова ($Sn\alpha$) пока жидкій остатокъ не приблизится къ границѣ rq .

Линія go есть граница сурьмяныхъ и свинцовыхъ частицъ полей сплава, выдѣляющихся при затвердѣваніи послѣдняго при однихъ и тѣхъ же температурахъ. Линія OP есть граница между полями свинца и полями $Sb Sn$ и указываетъ намъ, гдѣ происходитъ одновременное затвердѣваніе частицъ свинца и $Sb Sn$. Далѣе линія rq есть граница и въ то же время линія единовременнаго затвердѣванія Pb и Sn . Наконецъ, линія fo указываетъ намъ предѣлъ превращенія, при которомъ выдѣляются частицы $Sb Sn$ за счетъ Sb , а линія dp есть предѣлъ превращенія частицъ $Sb Sn$ съ образованіемъ Snz .

Въ заключеніе нельзя не отмѣтить, что вышеразобранная діаграмма тройнаго сплава изъ сурьмы, свинца и олова вообще довольно сложна, но *W. Campbell* удалось главныя существенныя точки ея подтвердить рядомъ металлографическихъ снимковъ, для чего имъ было металлографически анализировано 49 различныхъ по составу сплавовъ изъ свинца, олова и сурьмы.

Изслѣдованіе бабитовъ различнаго химическаго состава неоднократно производилось мною въ Металлографической Лабораторіи Томскаго Технологическаго Института, при чемъ необходимо замѣтить, что въ означенныхъ работахъ принимали и принимаютъ участіе студенты Института, которымъ въ видѣ дипломныхъ работъ выдаются небольшія изслѣдованія въ упомянутой области. Къ сожалѣнію оборудованіе лабораторій Института не дастъ возможность произвести изслѣдованіе бабитовъ на изнашивание и нагрѣваніе при механическихъ установкахъ, ибо Институтъ не располагаетъ электрической энергіей круглыя сутки, а вышеуказанная лабораторія не имѣетъ средствъ на устройство необходимыхъ приборовъ.

Описанія небольшихъ опытныхъ изслѣдованій бабитовъ, произведенныхъ въ металлографической лабораторіи института, начнемъ съ опытовъ по провѣркѣ заключеній *Loebe* и *Campbell*'я (см. диаграмму, фиг. 6). Первые работы имѣютъ цѣлью выяснитъ механизмъ застыванія цѣлаго ряда тройныхъ сплавовъ изъ свинца, олова и сурьмы. Что бы внести въ указанную задачу нѣкоторую систему и тѣмъ самымъ облегчить работу, всѣ опыты были разбиты на нѣсколько серій,

измѣняя для этого вѣсовыя количества Pb, Sb и Sn тройныхъ сплавовъ такимъ образомъ, чтобы отношеніе вѣсовъ $\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}}$ въ каждой серіи было постоянно.

Всего, такимъ образомъ, было выполнено 7 серій опытовъ:

I-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/1.$	1) Sb = 5 ⁰ / ₀ ; Pb = 47,5 ⁰ / ₀ ; Sn = 47,5
	2) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 45 ⁰ / ₀ ; Sn = 45 ⁰ / ₀
	3) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 40 ⁰ / ₀ ; Sn = 40 ⁰ / ₀
	4) Sb = 25 ⁰ / ₀ ; Pb = 37,5 ⁰ / ₀ ; Sn = 37,5 ⁰ / ₀
	5) Sb = 30 ⁰ / ₀ ; Pb = 35 ⁰ / ₀ ; Sn = 35 ⁰ / ₀

II-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/3.$	1) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 67,5 ⁰ / ₀ ; Sn = 22,5 ⁰ / ₀
	2) Sb = 15 ⁰ / ₀ ; Pb = 63,75 ⁰ / ₀ ; Sn = 21,25 ⁰ / ₀
	3) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 60 ⁰ / ₀ ; Sn = 20 ⁰ / ₀
	4) Sb = 25 ⁰ / ₀ ; Pb = 56,25 ⁰ / ₀ ; Sn = 18,75 ⁰ / ₀

III-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/4.$	1) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 72 ⁰ / ₀ ; Sn = 18 ⁰ / ₀
	2) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 64 ⁰ / ₀ ; Sn = 16 ⁰ / ₀
	3) Sb = 30 ⁰ / ₀ ; Pb = 56 ⁰ / ₀ ; Sn = 14 ⁰ / ₀

IV-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/5.$	1) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 75 ⁰ / ₀ ; Sn = 15 ⁰ / ₀
	2) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 66,6 ⁰ / ₀ ; Sn = 13,4 ⁰ / ₀
	3) Sb = 30 ⁰ / ₀ ; Pb = 58,3 ⁰ / ₀ ; Sn = 11,7 ⁰ / ₀

V-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/6.$	1) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 77,1 ⁰ / ₀ ; Sn = 12,9 ⁰ / ₀
	2) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 68,6 ⁰ / ₀ ; Sn = 11,4 ⁰ / ₀
	3) Sb = 30 ⁰ / ₀ ; Pb = 60 ⁰ / ₀ ; Sn = 10 ⁰ / ₀

VI-я серія.

$\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/7.$	1) Sb = 5 ⁰ / ₀ ; Pb = 83,1 ⁰ / ₀ ; Sn = 11,9 ⁰ / ₀
	2) Sb = 10 ⁰ / ₀ ; Pb = 78,75 ⁰ / ₀ ; Sn = 11,25 ⁰ / ₀
	3) Sb = 20 ⁰ / ₀ ; Pb = 70 ⁰ / ₀ ; Sn = 10 ⁰ / ₀
	4) Sb = 25 ⁰ / ₀ ; Pb = 65,6 ⁰ / ₀ ; Sn = 9,4 ⁰ / ₀
	5) Sb = 30 ⁰ / ₀ ; Pb = 61,25 ⁰ / ₀ ; Sn = 8,75 ⁰ / ₀

Очевидно, имѣя въ каждый моментъ температуру даннаго сплава, можно выстроить обычнымъ способомъ кривую затвердѣванія.

Видъ кривой застыванія даетъ возможность опредѣлить критическія точки, устанавливающія моментъ начала измѣненія въ структурѣ сплава и характеризующіяся тѣмъ, что въ этотъ моментъ наблюдается внезапное замедленіе въ паденіи температуры, вслѣдствіе выдѣленія тепла. Кромѣ того, кривую затвердѣванія сплава въ зависимости отъ времени получали помощью регистрирующаго пирометра Н. С. Курнакова, на подробномъ описаніи котораго останавливаться не будемъ.

Производство опыта состояло въ слѣдующемъ: предварительно нагрѣвали примѣрно до 400°C тигель, помѣщенный въ стаканѣ выше-названной электрической печи, затѣмъ опускали въ него опредѣленное количество свинца (темпер. плав. 325°C); когда температура расплавленнаго свинца достигала, примѣрно, 500°C , опускали соответствующее количество сурьмы, перемѣшивая массу деревянной палочкой и посыпая мелочью древеснаго угля, дабы предохранить сурьму отъ выгоранія.

Далѣе, когда температура жидкаго двойнаго сплава достигала около 600°C ., присаживали олово.

Наблюденія и отсчеты надъ затвердѣваніемъ каждаго сплава производились съ момента, когда температура охлаждающагося сплава опускалась до 650° , для чего предварительно доводили температуру до 700°C .

Отмѣчая по гальванометру черезъ каждую минуту температуру охлаждающагося сплава, строили по точкамъ кривую остыванія.

Одновременно и регистрирующій пирометръ каждый разъ воспроизводилъ на фотографической бумагѣ кривую затвердѣванія и чтобы на послѣдней получить постоянныя точки, соответствующія, наприм., 600°C , 500°C и т. д., выключали штепселемъ лампочку аппарата, получая такимъ образомъ на кривой температурныя отмѣтки въ видѣ бѣлыхъ промежутковъ.

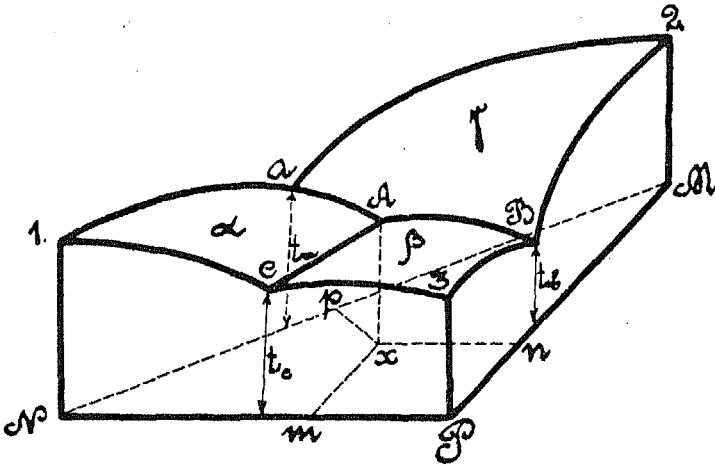
Охлажденіе каждаго сплава доводили до 150°C .

Прежде чѣмъ вступить въ область изслѣдованія добытаго матеріала остановимся нѣсколько на способъ построенія діаграммы плавкости тройныхъ сплавовъ. Кривыя плавкости двойныхъ сплавовъ могутъ быть изображены на плоскости, — дѣйствительно: откладывая по оси абсциссъ различное процентное содержаніе элемента X двойнаго сплава $x+y$, а по оси ординатъ соответствующія температуры, при которыхъ наблюдались остановки въ паденіи температуры, — получили кривую плавкости, расположенную въ плоскости.

Не то будетъ для тройныхъ сплавовъ: кривыя въ этомъ случаѣ не могутъ быть выражены на плоскости и тутъ ужъ приходится прибѣгать къ построению поверхностей плавности, откладывая температуры плавления по направленію перпендикулярному къ нѣкоторой плоскости координатъ, опредѣляющихъ составъ тройного сплава.

Для построения диаграммы пользуются методомъ „треугольника“.

Строятъ равносторонній треугольникъ MNP (см. фиг. 6-b), который, какъ указано ранѣе, обладаетъ тѣмъ свойствомъ, что сумма



Фиг. 6-b.

разстояній любой точки x , взятой внутри треугольника, отъ сторонъ MN , NP и MP есть величина постоянная, т. е.

$$xm + xn + xp = \text{const.}$$

Если принять, что $xm + xn + xp = 100\%$, то любой тройной сплавъ можетъ быть выраженъ какой либо точкой A .

Возстановляя въ каждой изъ точекъ перпендикуляры къ плоскости MNP и откладывая на нихъ температуры затвердѣванія соответствующихъ тройныхъ сплавовъ, можно получить, примѣрно, поверхность, изображенную на черт. 6-b).

Перпендикуляры $1-N$, $2-M$ и $3-P$ соответствуютъ температурамъ плавленія чистыхъ N , M и P .

Кривыя $1-c-3$; $1-a-2$; $2-b-3$, находящіяся въ плоскостяхъ, проходящихъ черезъ стороны треугольника перпендикулярно къ плоскости MNP , суть кривыя затвердѣванія двойныхъ сплавовъ N и M , N и P , M и P . Эти кривыя обладаютъ эвтектическими точками c , a и b .

Три поверхности α , β и γ , пересѣкаясь между собою, даютъ линіи выдѣленія изъ сплава двойныхъ эвтектическихъ смѣсей; эти линіи въ

свою очередь сходятся въ одной точкѣ А, опредѣляющей температуру и составъ тройной эвтектической смѣси, т. е. точкой А опредѣляется эвтектической сплавъ.

Основываясь на только что приведенномъ, возможно объяснить механизмъ застыванія тройныхъ сплавъ въ вообще такимъ образомъ.

Сначала выдѣляется компонентъ (1-ая характеристическая точка), имѣющійся въ избыткѣ, а остающаяся смѣсь все болѣе и болѣе приближается по составу къ двойной эвтектикѣ и выдѣленіе, такъ сказать, избыточнаго компонента будетъ продолжаться до тѣхъ поръ, пока не будетъ достигнута одна изъ линій двойной эвтектики; далѣе начинается выдѣляться одновременно съ первымъ и второй компонентъ (подъ „компонентамъ“ сплава надо разумѣть свободные элементы и тѣ соединенія, которыя неразложимы при разсматриваемыхъ условіяхъ), имѣющійся въ избыткѣ, т. е. произойдетъ выдѣленіе двойной эвтектики; такое выдѣленіе двойной эвтектики будетъ продолжаться до тѣхъ поръ, пока оставшаяся часть не будетъ отвѣчать составу тройной эвтектики. Моментъ этотъ будетъ характеризоваться появленіемъ 3-ей характеристической точки на кривой застыванія. Теперь начнетъ застывать и эвтектическая смѣсь и это застываніе закончится при температурѣ, отвѣчающей точкѣ плавленія тройной эвтектической смѣси.

Очевидно, что построеніе поверхностей затвердѣванія представляетъ собою довольно кропотливую задачу.

Чтобы значительно упростить вопросъ, достаточно только спроектировать кривыя пересѣченія поверхностей на плоскость треугольника М N Р и весь механизмъ затвердѣванія изобразится на плоскости въ видѣ линій того и другого характера, эти линіи могутъ дать въ своемъ пересѣченіи одну или нѣсколько точекъ, также какъ это бываетъ и при двойныхъ сплавахъ; находятся эти линіи на основаніи кривыхъ остыванія и микроскопическаго строенія сплавовъ.

Результатомъ послѣдняго построенія является ранѣе разсмотрѣнная диаграмма Campbell'я и Elder'a (см. фиг. 6), но для провѣрки правильности заключенія ея и былъ взятъ тройной сплавъ свинца, олова и сурьмы, при чемъ въ большинствѣ сплавовъ свинецъ является преобладающимъ элементомъ; для изслѣдованія была взята область по диаграммѣ (см. фиг. 6-а), близкая къ точкѣ О.

Точка О—можетъ быть установлена на основаніи кривыхъ застыванія и микроскопическаго строенія. Изъ серіи сплавовъ при отно-

шеніи $\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = \frac{1}{7}$, сплавъ, состоящій приблизительно изъ 10% сурь-

мы, 79^{0/0} свинца и 11^{0/0} олова, далъ характерную кривую застыванія. Остановка въ паденіи температуры наблюдалась только одна около 250° С.

Очевидно,— при этой температурѣ изъ составныхъ частей сплава образовалось соединеніе, которое и начало затвердѣвать безъ всякихъ послѣдующихъ превращеній, въ противномъ случаѣ должна появиться еще точка, опредѣляющая моментъ измѣненія въ структурѣ сплава.

Шлифъ такого сплава имѣетъ однообразное строеніе темно-сѣраго цвѣта и мѣстами попадаются небольшіе кристалы Sn Sb въ формѣ ромбовъ.

Слѣдовательно, рассматриваемый сплавъ немного отличается отъ эвтектическаго сплава, вслѣдствіе чего была возможность, не отмѣченная даже на кривой застыванія, появиться небольшому количеству кристалловъ Sn Sb. Наблюдаемый сплавъ былъ гдѣ-то около точки O, но во всякомъ случаѣ въ области f O P (ромбы Sn Sb). Какъ видно точка O—нѣсколько отличается отъ O Campbell'я, а именно, она какъ бы уклонилась вправо отъ точки O—послѣдней діаграммы. Разсмотримъ дальше сплавы изъ области Br o Pq, т. е. изъ области избытка свинца, помѣченные на діаграммѣ цифрами 1, 2 и 3.

Сплавъ 1-ый (Sb=10^{0/0}, Sn=10^{0/0}, Pb=80^{0/0}) находится вблизи линіи g o. Кривая застыванія даетъ двѣ точки, одну при 252° С, а другую при 250° С. Эти двѣ точки даютъ возможность указать, что сплавъ долженъ находиться на линіи g o (въ дѣйствительности чуть-чуть ниже).

Такимъ образомъ микроскопическое строеніе должно показать: небольшое количество выдѣлившейся двойной эвтектики изъ свинца и сурьмы (темп. 252° С), окруженной продуктами превращенія при O (высшая эвтектика Sb Sn+Pb (см. фиг. 7, таб. I).

Кривая застыванія для сплавовъ 2 и 3, расположенныхъ въ этой же области и содержащихъ сурьмы 5^{0/0} при $\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/8$ и $\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = 1/7$, даютъ три характеристическія точки. Для сплава 2-го первая характеристическая точка при 273° С; вторая при 240° С и третья при 190° С. На основаніи этихъ данныхъ мы можемъ нарисовать себѣ картину измѣненія структуры; температура послѣдней характеристической точки (190° С) указываетъ на то, что полное затвердѣваніе произошло при точкѣ P и слѣдовательно измѣненіе сплава шло по линіи O P, но самъ сплавъ не дошелъ до точки O (температура 240° С, а не 250°), а гдѣ-то дальше—по o P (ниже O). Сплавъ 3-й, судя [по кривой застыванія, прошелъ тѣ-же фазы какъ и 2-ой, т. е. во первыхъ,—вы-

дѣленіе свинца, затѣмъ выдѣленіе двойной эвтектики Sn Sb и Pb и наконецъ полное затвердѣваніе при точкѣ Р при 190° С.

Микроскопическое строеніе подтверждаетъ сказанное: на полѣ шлифа ясно видны кристаллы Sn Sb, темныя мѣста, вѣрнѣе, отдѣльныя темныя вкрапленія (свинецъ) и все это окружено эвтектикой при Р.

Для сплавовъ 4, 5, и 6 имѣемъ 3 характеристическія точки и слѣдовательно, въ сплавѣ мы имѣемъ выдѣлившуюся сурьму, двойную эвтектику (Sb и Pb) по г—о и эвтектическую смѣсь при О. Микроструктура сплавовъ 4 и 5 подтверждаетъ сказанное: бѣлые красталлы—сурьма; свѣтлая масса—двойная эвтектика изъ сурьмы и свинца; все это окружено высшей эвтектикой при О. Слѣдуетъ замѣтить, что 2 и 3 характеристическія точки для сплавовъ 4-го и 5-го почти совпадаютъ; изъ этого можно заключить, что выдѣленіе двойной эвтектики началось почти у точки О и потому продолжалось очень недолго (см. фиг. 7-а, таб. I, сплавъ № 5).

Не будемъ детально останавливаться на разсмотрѣніи микроструктуры всѣхъ сплавовъ, остановимся лишь на болѣе характерныхъ изъ нихъ, именно 15, 14 и 20—соотвѣтственно 30% , 20% и 10% сурьмы при $\frac{\text{Sn}}{\text{Pb}} = \frac{1}{4}$.

Кривая плавкости сплава 15-го имѣетъ три характеристическія точки и въ микроскопическомъ строеніи этого сплава мы видимъ пласты сурьмы, кое-гдѣ ромбы Sn Sb и все это окружено продуктами превращенія при О. Сплавъ 14 содержитъ небольшое количество сурьмы и большее количество Sn Sb въ видѣ ромбовъ и все это окружено эвтектикой при О (см. фиг. 7-в, таб. I). Сплавъ 20—находится въ области F O P и въ своемъ строеніи содержитъ немного кристалловъ Sn Sb, и свѣтлую массу-эвтектическую смѣсь изъ Sn Sb и Pb; все это окружено эвтектической смѣсью при точкѣ Р, такъ какъ 3-я характеристическая точка имѣетъ температуру 190° С (см. фиг. 7 е, таб. I).

Сплавы 23, 24, 25, 26, 27, находящіеся въ области F O P, въ своемъ строеніи совершенно не содержатъ выдѣленій сурьмы (см. фиг. 7 д, табл. I, сплавъ 25).

Сплавъ 27-ой имѣетъ однообразное строеніе и очевидно соотвѣтствуетъ сплаву по линіи O P, т. е. съ самаго же начала пошло выдѣленіе Sn Sb и Pb (см. фиг. 7 е, табл. I). Кривая остыванія ясно подтверждаетъ это, т. к. мы имѣемъ всего лишь 2 характеристическія точки; одну при 200° С,—моментъ начала выдѣленія Sn Sb и Pb изъ сплава и другую при 189° С,—застываніе эвтектической смѣси при точкѣ Р.

Такимъ образомъ на основаніи только что описанныхъ опытныхъ изслѣдованій сплавовъ изъ свинца, олова и сурьмы можно прійти къ заключенію, что правильность основныхъ положеній Loebe и Campbell'я по отношенію характера застыванія и структуръ вышеуказанныхъ сплавовъ подтверждается наблюденіемъ указанныхъ сплавовъ.

Для дальнѣйшихъ наблюденій по провѣркѣ заключеній по діаграммѣ Loebe и Campbell'я были взяты тройные сплавы, расположенные по своему составу ближе къ другимъ двумъ вершинамъ треугольника Campbell'я, для чего было взято 24 сплава, при чемъ процентное содержаніе составныхъ частей въ послѣднихъ сплавахъ бралось не произвольно, а въ извѣстной системѣ, приведенной въ нижеслѣдующей таблицѣ V-а.

Таблица V-а.

		Содержаніе въ %		
		Pb	Sb	Sn
Группа I.				
Отношеніе $\frac{Sb}{Sn} = 1/17$	Сплавъ № 1	10	5	85
	" № 7	20	4,44	75,56
	" № 13	30	3,80	66,11
	" № 19	40	3,34	56,66
Группа II.				
Отношеніе $\frac{Sb}{Sn} = 1/5$	Сплавъ № 2	10	15	75
	" № 8	20	13,33	66,67
	" № 14	30	11,67	58,33
	" № 20	40	10	50
Группа III.				
Отношеніе $\frac{Sb}{Sn} = 1/2$	Сплавъ № 3	10	30	60
	" № 9	20	26,67	53,33
	" № 15	30	23,33	46,67
	" № 21	40	20	40

		Pb	Sb	Sn
Группа IV.				
Отношение $\frac{Sb}{Sn} = 1$	Сплавъ № 4	10	45	45
	„ № 10	20	40	40
	„ № 16	30	35	35
	„ № 22	40	30	30
Группа V.				
Отношение $\frac{Sb}{Sn} = 2$	Сплавъ № 5	10	60	30
	„ № 11	20	53,33	26,67
	„ № 17	30	46,67	26,33
	„ № 23	40	40	20
Группа VI.				
Отношение $\frac{Sb}{Sn} = 14$	Сплавъ № 6	10	84	6
	„ № 12	20	74,66	5,34
	„ № 18	30	65,33	4,67
	„ № 24	40	56	4

Вѣсовое количество элементовъ, входящихъ въ каждый изъ сплавовъ, въ суммѣ бралось 200 гр. Сплавы расплавлялись въ электрической печи фирмы „Krupp-Gesellschaft“. Для измѣренія температуры пользовались пирометромъ „Le Chatelier“.

Для получения кривыхъ затвердѣванія пользовались приборомъ Н. С. Курнакова.

Для получения сплава предварительно нагревали шамотовый стаканъ въ вышеуказанной электрической печи до 400° С, затѣмъ спускали навѣску свинца, нагревали свинецъ до 500° С, добавляли навѣску олова и при температурѣ сплава 600° С погружали сурьму. Смѣсь перемѣшивали деревянной палочкой. Когда сурьма расплавилась и температура ванны поднялась до 720—740°, выключали токъ и при температурѣ 700° включали аппаратъ Н. С. Курнакова, причемъ показанія пирометра записывались черезъ каждую минуту. При температурахъ 600°, 500°, 400°, 300° и 200° выключали лампочку въ приборѣ Курнакова, чтобы зафиксировать постоянныя точки на фотографической бумагѣ. Остываніе довели до 150°, а у нѣкоторыхъ спла-

вовъ до 130° С, послѣ чего аппаратъ Курнакова выключался. Затѣмъ, чтобы освободить термометръ изъ сплава, сплавъ нагрѣвали вторично.

Въ виду того, что для опытовъ необходимо было имѣть шлифы изъ сплава медленно охлажденнаго, а образцы для испытанія на твердость изъ сплава быстроохлажденнаго, то сообразно этому-одну половину сплава охлаждали медленно, а другую быстро.

Для этого поступали такъ: на газовой горѣлкѣ нагрѣвали огнеупорный тигелекъ до 450° — 500° , послѣ чего въ него выливали половину полученнаго сплава при температурѣ 620 — 750° , тигелекъ закрывали асбестовой пластинкой, тушили газъ и такимъ образомъ оставляли охлаждаться. Другую половину сплава выливали въ чугунную толстостѣнную формочку, благодаря чему получали закаленную отливку.

Раньше было указано, что въ основу предварительныхъ изслѣдованій была положена діаграмма Campbell'я, при чемъ для большей наглядности на фиг. 8 изображено положеніе взятыхъ для послѣднихъ опытовъ сплавовъ по площади треугольника и кромѣ этого указаны наблюдаемыя критическія точки изслѣдованныхъ сплавовъ съ условнымъ обозначеніемъ наблюдаемой структуры послѣднихъ.

Обращаясь къ этой діаграммѣ, мы видимъ, что сплавы 1 и 7 лежатъ въ области $cdpq$, сплавъ 13 лежитъ очень близко къ линіи pd , а сплавъ 19 близко къ линіи qr .

Для сплава № 1 получили двѣ критическихъ точки: 227° и 189° С. Шлифъ представляетъ изъ себя равное поле двухъ цвѣтовъ (см. фиг. 8-а, табл. II).

Принимая основныя положенія діаграммы Campbell'я, изъ данныхъ полученныхъ нами должны прийти къ заключенію, что сначала выдѣлилось $Sn \alpha$ (227°), затѣмъ процессъ шелъ по линіи pd и все застыло въ точкѣ p .

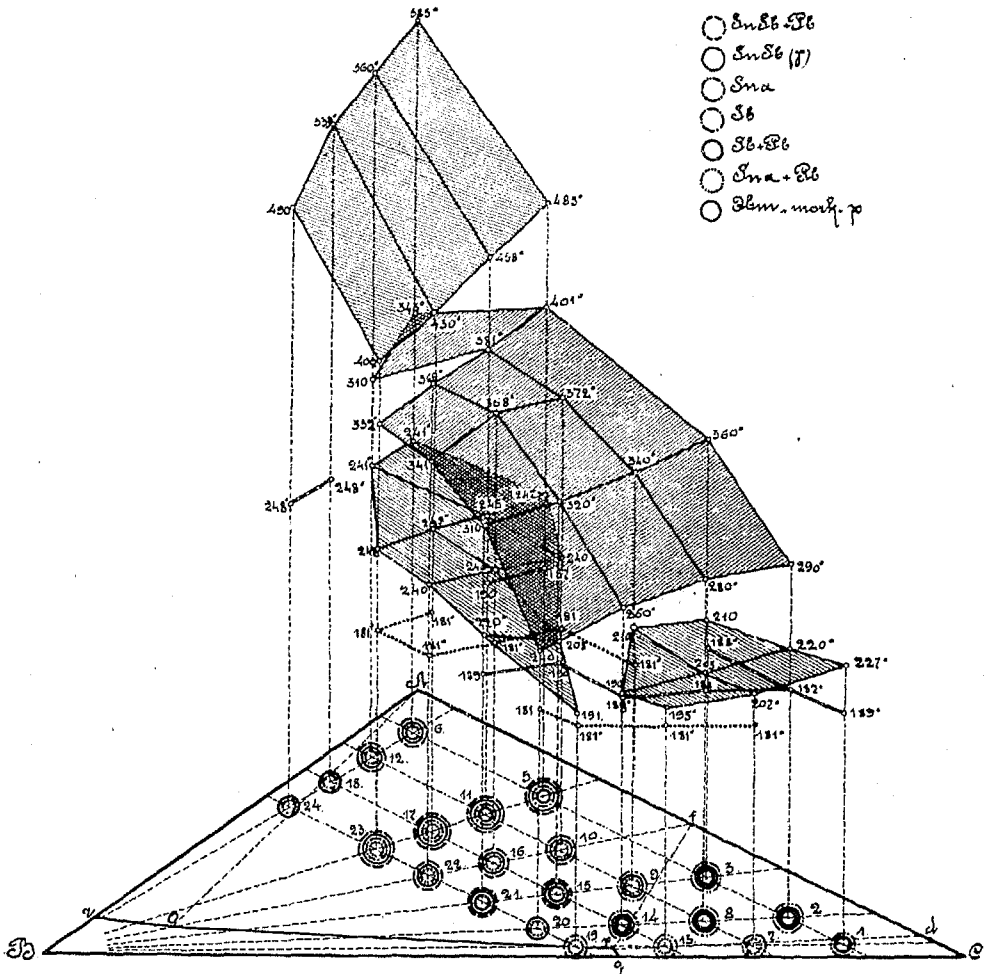
Сплавъ № 7. Кривая паденія температуръ дала двѣ точки: 207° и 181° . Шлифъ представляетъ поле двухъ цвѣтовъ съ отдѣльными бѣлыми тѣлами, въ когорыхъ замѣтно стремленіе къ образованію ромбовъ. Такой характеръ шлифа указываетъ на то, что сперва выпало $Sn Sb$, далѣе процессъ долженъ былъ идти по линіи pd — $Sn \alpha$ (207°), затѣмъ по qr и все застыло при q .

При такомъ порядкѣ остыванія сплавъ долженъ лежать выше линіи pd . Температура выдѣленія $Sn Sb$ не обнаружилась вслѣдствіе незначительнаго количества $Sn Sb$.

Сплавъ № 13. Кривая температуръ дала двѣ точки: 195° и 181° .

Характеръ шлифа тотъ же, что и для сплава № 7, но здѣсь появились бѣлыя продолговатыя тѣла; эти тѣла можно принять за образо-

вание Sn Sb, такъ какъ по шлифу замѣтно ихъ стремленіе образовать одно цѣлое. Порядокъ остыванія тотъ же, что и № 7 (см. фиг. 8-й таб. II).



Фиг. 8.

Сплавъ № 19. Кривая температуръ дала двѣ точки: 191° и 181° .

Шлифъ представляетъ поле двухъ отѣнковъ съ небольшимъ числомъ ромбовъ. Это указываетъ на то, что сначала выдѣлилось Sn Sb; но какъ шло дальнѣйшее остываніе—сказать трудно; застыло все въ точкѣ q.

Сплавы 2 и 8 по диаграммѣ лежатъ въ области frd, а 14 и 20 въ области for.

Сплавъ № 2. Кривая температуръ дала три точки: 290° , 220° и 187° . Шлифъ представляетъ основное поле двухъ отѣнковъ, въ которомъ

размѣщены бѣлыя тѣла формы ромбовъ. Сопоставляя эти данныя съ діаграммой Compbell'я заключаемъ, что бѣлыя тѣла-Sn Sb (290°), въ основномъ же полѣ должно быть Sn α (220°) и или тройная эвтектика точки р, или Sn α +Pb, если все остыло на линіи рq (см. фиг. 8-с. таб. II).

Сплавъ № 8. Кривая температуръ дала три точки: 280° , 203° и 188° .

Характеръ шлифа тотъ же, что № 2, и все, что было сказано относительно послѣдняго, остается и для № 8.

Сплавъ № 14. Кривая температуръ дала три точки: 260° , 190° и 188° .

Характеръ шлифа одинаковъ съ № 2 и 8. Все сказанное о нихъ приложимо и здѣсь. Температура 190° очень близка къ нижней температурѣ 188° , это указываетъ на то, что сплавъ приходитъ въ состояніе, характеризуемое линіей rd, очень близкое отъ точки р.

Изъ всѣхъ соображеній относительно этого сплава нужно прийти къ заключенію, что онъ лежитъ правѣ линіи fr, т. е. въ области fpd.

Сплавъ № 20. Кривая температуръ дала двѣ точки 240° и 181° . Характеръ шлифа таковъ: (см. фиг. 8-d таб. II): въ верхней части бѣлыя тѣла формы ромбовъ, по мѣрѣ приближенія къ нижней части шлифа эти кристаллы получаютъ рваныя края и въ самой нижней части переходятъ въ сѣтку, характерную для Sn Sb+Pb. Здѣсь сильно сказалась ликвиція, но все-же можно сдѣлать такое заключеніе: сначала выдѣлилось Sn Sb (240°), затѣмъ на линіи op—Sn Sb+Pb (температура не сказалась, повидимому, вслѣдствіе незначительности выдѣленія) и все застыло въ точкѣ q.

Сплавъ № 3. По діаграммѣ лежитъ въ области fpd, а сплавъ 9, 15 и 21 въ области for.

Сплавъ № 3. Кривая температуръ дала три точки: 360° , 210° и 188° .

Шлифъ представляетъ бѣлыя тѣла (см. фиг. 8-е таб. II) съ углами, указывающими на форму ромбовъ, съ вкрапленіями изъ основного поля, при чемъ основное поле двухъ цвѣтовъ. Бѣлыя тѣла Sn Sb (360°). Основное поле согласно діаграммы Compbell'я должно заключать Sn α (210°) и эвтектику точки р (188°).

Сплавъ № 9. Кривая температуръ дала три точки: 340° , 210° и 181° .

Характеръ шлифа одинаковъ съ предыдущимъ. Процессъ тотъ же, только застыло все въ точкѣ q.

Сплавъ № 15. Кривая температуръ дала три точки: 320° , 208° и 190° .

Характеръ шлифа таковъ: въ верхней части шлифа ромбы Sn Sb, въ нижней части эти кристаллы имѣютъ строеніе сѣтки Sn Sb+Pb въ основномъ полѣ. Порядокъ остыванія слѣдующій: сперва выдѣлилось Sn Sb (320°), затѣмъ по линіи op—Sn Sb+Pb (208°) и все застыло при p или близко отъ нея (Область for).

Сплавъ № 21. Кривая температуръ дала три точки: 310° , 220° и 189° .

Характеръ шлифа одинаковъ съ № 15, только яснѣе сѣтка Sn Sb+Pb (см. фиг. 9 таб. II).

Выдѣленіе шло такъ: сначала Sn Sb (310°), затѣмъ Sn Sb+Pb (220°) и все застыло при p.

Сплавъ № 4. Въ виду того, что кривая температуръ дала 5 точекъ (нижняя 172°) и шлифъ далъ указаніе на присутствіе посторонняго элемента, то не будемъ дѣлать относительно него никакихъ заключеній.

Сплавъ № 10. Кривая температуръ дала три точки: 372° , 240° и 181° .

Шлифъ носитъ такой характеръ: большую часть шлифа занимаютъ бѣлыя тѣла, въ темномъ полѣ между этими тѣлами замѣтно строеніе напоминающее сѣтку Sn Sb+Pb. Сопоставляя данныя шлифа и температуры заключаемъ, что при 372° выпало Sn Sb, затѣмъ по линіи Op выдѣлилось Sn Sb+Pb (240°) и все застыло въ точкѣ q.

Сплавъ № 16. Кривая температуръ дала три точки: 368° , 240° и 181° .

Характеръ шлифа одинаковъ съ № 10 и все сказанное относительно него остается и здѣсь приложимо (см. фиг. 9-а таб. II).

Сплавъ № 22. Кривая температуръ дала три точки: 340° , 240° и 181° .

Остальное одинаково съ №№ 10 и 16. На тройной діаграммѣ эти сплавы должны лежать ниже линіи fo, т. е. въ области for.

Сплавъ № 5. Кривая температуръ дала четыре точки: 485° , 401° , 247° и едва замѣтная точка 187° . Характеръ шлифа таковъ: при потравѣ HNO_3 бѣлыя тѣла едва различаются по окраскѣ, между бѣлыми тѣлами очень мало основного поля, въ которомъ замѣтна сѣтка Sn Sb+Pb (см. фиг. 9 b таб. III); при потравѣ $\text{HCl} + \text{Fe}_2 \text{Cl}_6$ бѣлыя тѣла раздѣлились рѣзко.

Судя по температурѣ и характеру шлифа, приходимъ къ заключенію, что до 485° выпадаетъ Sb, затѣмъ по линіи fo выпадаетъ Sn Sb (401°), далѣе по линіи op выпадаетъ Sn Sb+Pb (247° —здѣсь, повидимому, температура опредѣлена не точно, такъ какъ она должна быть меньше 245°) и застыло все при p или ниже.

Сплавъ № 11. Кривая температуръ дала четыре точки: 458°, 381°, 245° и 190°.

Сплавъ № 17. Кривая температуръ дала четыре точки: 430°, 369°, 249° и 181°.

Сплавъ № 23. Кривая температуръ дала четыре точки: 400°, 352°, 248° и 181°.

Характеръ шлифовъ и порядокъ застыванія тотъ же, что и № 5.

Сплавъ № 6. Кривая температуръ дала три точки: 585°, 343° и 241°. Характеръ шлифа слѣдующій: при потравѣ HNO_3 бѣлыя тѣла слабо раздѣлены, поля мало, есть сѣтка $\text{Sn Sb} + \text{Pb}$. Порядокъ остыванія таково: сначала Sb (585°), затѣмъ Sn Sb (343°) на линіи f и $\text{Sn Sb} + \text{Pb}$ на линіи op (343°) (см. фиг. 9-с таб. III).

Сплавъ № 12. Кривая температуръ дала три точки: 560°, 310° и 241°. Порядокъ остыванія тотъ же, что и № 6. Оба лежатъ въ области Aof .

Сплавъ № 18. Кривая температуръ дала двѣ точки: 539° и 248°. Шлифъ представляетъ бѣлыя продолговатыя тѣла и поле покрытое сѣткой. Сопоставляя данныя шлифа съ кривой температуръ, приходимъ къ заключенію, что сначала выдѣлилось Sb (539°), затѣмъ на линіи or выдѣлилось $\text{Sb} + \text{Pb}$ и все застыло, повидимому, при O .

Сплавъ № 24. Кривая температуръ дала двѣ точки: 490° и 248°. Относительно этого сплава можно сказать то-же, что было сказано о предыдущемъ. Лежатъ оба въ области Aog .

Въ заключеніе мы можемъ сказать, что въ общемъ данныя Loebe и Campell'я относительно тройного сплава Sn , Sb и Pb подтвердились. Если считать, что точки f и d на діаграммѣ нанесены точно, то послѣднія изслѣдованія дали отступленія на линіи fp и pd , но такъ какъ не имѣется точныхъ цифровыхъ данныхъ относительно положенія этихъ линій, то и говорить объ отступленіяхъ не приходится.

Испытанія на твердость полученныхъ сплавовъ производились въ механической лабораторіи и—та по способу Бринелля (шарикомъ), для чего необходимо было придать образцамъ двѣ параллельныхъ плоскости. Когда стали придавать образцамъ необходимую форму, то замѣтили непрактичность выбранной нами формы (въ видѣ конуса). Для того, чтобы получить двѣ параллельныя плоскости пришлось обрабатывать образцы на токарномъ и строгальномъ (шенингѣ) станкахъ. Благодаря большому содержанію сурьмы нѣкоторые образцы на строгальномъ

станкѣ крошились, а образецъ № 5 не могли совѣзмъ обстругать. Давленіе на шарикъ брали равнымъ 500 кил. Результаты испытанія слѣдующіе:

Таблица V-в.

	$\frac{Sb}{Sn} = \frac{1}{17}$	$\frac{Sb}{Sn} = \frac{1}{5}$	$\frac{Sb}{Sn} = \frac{1}{2}$	$\frac{Sb}{Sn} = 1$	$\frac{Sb}{Sn} = 2$	$\frac{Sb}{Sn} = 14$
Pb 10%	№ 1. q = 13,2	№ 2. q = 21	№ 3. q = 35	№ 4. q = 38	№ 5. q =	№ 6. q = 60
Pb 20%	№ 7. q = 15,3	№ 8. q = 20,1	№ 9. q = 29,5	№ 10. q = 44	№ 11. q = 74	№ 12. q = 54,5
Pb 30%	№ 13. q = 15,10	№ 14. q = 17,5	№ 15. q = 27,8	№ 16. q = 53	№ 17. q = 66	№ 18. q = 46
Pb 40%	№ 19. q = 14,6	№ 20. q = 12,8	№ 21. q = 22,8	№ 22. q = 42	№ 23. q = 53	№ 24. q = 34

Таблица расположена такъ, что во всѣхъ сплавахъ каждаго горизонтальнаго ряда % содержанія свинца одинъ и тотъ-же, а отношеніе $\frac{Sb}{Sn}$ постепенно увеличивается, въ вертикальныхъ же рядахъ при одномъ и томъ же отношеніи $\frac{Sb}{Sn}$ % содержаніе свинца увеличивается.

Уже при бѣгломъ взглядѣ на таблицу V-в можно вывести заключеніе, что при одномъ и томъ же процентномъ содержаніи свинца твердость увеличивается съ увеличеніемъ отношенія $\frac{Sb}{Sn}$, т. е. съ увеличеніемъ содержанія сурьмы. Однако эта зависимость имѣеть извѣстный предѣлъ, такъ въ VI группѣ, несмотря на то, что содержаніе сурьмы больше, чѣмъ въ V группѣ, твердость получилась меньше.

Если теперь обратимся къ вертикальнымъ столбцамъ, то увидимъ, что при одномъ и томъ-же отношеніи $\frac{Sb}{Sn}$ съ увеличеніемъ процентнаго содержанія свинца твердость постепенно падаетъ. Исключеніе составляетъ IV группа, гдѣ эта зависимость нарушается.

Продолженіе описанія произведенныхъ работъ въ металлографической лабораторіи института по изслѣдованію бабитовъ начнемъ описаніемъ изслѣдованія цинковыхъ бабитовъ, имѣющихъ вообще весьма слабое распространеніе на практикѣ, а затѣмъ перейдемъ къ описа-

нію изслѣдованій оловянныхъ, свинцовыхъ и свинцово-оловянныхъ бабитовъ, имѣющихъ вообще весьма значительное распространеніе на практикѣ.

Большинство цинковыхъ бабитовъ, носящихъ названіе антифрикціонныхъ, вслѣдствіе незначительнаго ихъ коэффициента тренія, имѣеть такой химическій составъ:

Zn	Sn	Cu	Sb	Pb
85	—	5	10	—
80	14,5	5,5	—	—
69	19	4	3	5

Обращая вниманіе на то, что въ рекомендуемыхъ составахъ сплавовъ цинка отношеніе $\frac{\text{Sn}}{\text{Zn}} = \frac{14,5}{80}$ и $\frac{19}{69}$, для изслѣдованія были взяты сначала два чистыхъ сплава изъ цинка и олова, у которыхъ было сохранено указанное выше отношеніе олова къ цинку и кромѣ этого были взяты еще два сплава цинка съ 5 и 10% Sn. Далѣе изслѣдованія велись съ цѣлью опредѣлить вліяніе сурьмы и мѣди на сплавъ цинка и олова, при чемъ при изготовленіи пробныхъ сплавовъ Zn Sn и Zn Sn Cu вѣсовое отношеніе $\frac{\text{Sn}}{\text{Zn}}$ было удержано постояннымъ. Такъ какъ максимумъ содержанія сурьмы въ приведенныхъ выше сплавахъ цинка былъ 10%, то первый сплавъ для изслѣдованія былъ составленъ такимъ образомъ, что 10% у него было Sb, а 90% было раздѣлено между оловомъ и цинкомъ, соответственно ихъ вѣсовому соотношенію $\frac{14,5}{80}$, и такимъ образомъ былъ полученъ сплавъ слѣдующаго процентнаго содержанія: Zn = 76,2%, Sn = 13,8% и Sb = 10%. При дальнѣйшемъ составленіи бабитовъ изъ цинка и олова въ послѣднемъ сохранялось отношеніе $\frac{\text{Sn}}{\text{Zn}}$, но содержаніе сурьмы было послѣдовательно 8%, 5,5% и 3%. Слѣдовательно пробные сплавы изъ цинка, олова и сурьмы, взятые для испытаній, были таковы:

Zn	Sn	Sb
76,2	13,8	10
77,9	14,1	8
80	14,5	5,5
82,1	14,9	3

Сплавъ Zn Sn Cu былъ изготовленъ замѣщеніемъ въ послѣдней группѣ сплавовъ сурьмы мѣдью, но наибольшій процентъ содержанія

мѣди былъ взятъ 5,5. Такимъ образомъ послѣдняя группа взятыхъ сплавовъ изъ Zn, Sn и Cu имѣла такой составъ:

Zn	Sn	Cu
80	14,5	5,5
82,1	14,9	3

Ислѣдованіе взятыхъ бабитовъ свелось къ опредѣленію измѣненія положенія критическихъ точекъ, твердости по способу Бринеля, при чемъ для вдавливанія брался шарикъ діаметромъ $10^m/m$ при нагрузкѣ въ 500 kgr. и, наконецъ, всѣ взятые бабиты были изслѣдованы металлографически.

Результаты полученныхъ наблюденій представлены въ нижеслѣдующей таблицѣ VI.

Таблица VI.

Составъ бабита.				Твердость по Бринелю.	Фотографія шлифа при увеличеніи 140 и протравкѣ 1 ⁰ / ₀ растворомъ NH_4O_3 въ спиртѣ.
Zn.	Sn.	Sb.	Cu.		
84,65	15,35	—	—	34,5	—
79,4	21,6	—	—	30	Фиг. 10, таб. III.
90	10	—	—	40	" 11, " III.
95	5	—	—	43	—
76,2	13,8	10	—	50	" 12, " III.
77,9	14,1	8	—	48	" 13, " IV.
80	14,5	5,5	—	43	" 14, "
82,1	14,9	3	—	39	" 15, "
80	14,5	—	5,5	52	—
82,1	14,9	—	3	51	" 16, " IV.

Такимъ образомъ изъ послѣдней таблицы видно, что твердость сплавовъ цинка и олова постепенно падаетъ съ увеличеніемъ содержанія олова; структура сплавовъ цинка съ указаннымъ содержаніемъ олова постепенно съ увеличеніемъ содержанія послѣдняго переходитъ отъ структуры цинка съ раствореннымъ въ немъ оловомъ черезъ эвтектику этихъ двухъ сплавовъ близкую вѣсовому отношенію 90 : 10 (фиг. 11), и дальше на поляхъ послѣдней эвтектики число отдѣльно выдѣлившихся частицъ олова возрастаетъ съ увеличеніемъ содержанія послѣдняго (фиг. 10).

Для слѣдующей группы тройныхъ сплавовъ Zn Sn Sb замѣтно увеличеніе твердости съ постепеннымъ возрастаніемъ сурьмы, а струк-

тура этихъ сплавовъ представляетъ изъ себя эвтектику изъ двухъ металловъ Zn и Sn, въ полѣ которой находятся зачатки кристалловъ, надо полагать, соединеній олова и сурьмы¹⁰⁾, при чемъ число выдѣлившихся послѣднихъ кристалловъ растетъ съ увеличеніемъ содержанія сурьмы въ сплавахъ (фиг. 14, 13, 12 и 15).

Наконецъ въ сплавахъ послѣдней группы Zn Sn Cu замѣтно слабое увеличеніе твердости съ увеличеніемъ содержанія олова, что необходимо сбъяснить вліяніемъ образующихся соединеній олова съ мѣдью, которыя, какъ ранѣе было указано, обладаютъ значительною твердостью. Структура послѣднихъ сплавовъ представляетъ собою общую эвтектическую массу изъ олова и цинка, на полѣ которой находятся разбросанныя частицы олова и соединеній олова съ мѣдью (см. фиг. 16).

Всѣ перечисленные выше цинковые сплавы для испытаній брались въ количествѣ 200 gr.; готовились въ криптолевой печи и отлитыя чушки готовились въ шамотовыхъ формахъ при комнатномъ охлажденіи. Выгораніе цинка при плавленіи уменьшалось поверхностнымъ слоемъ изъ золы и магнезій. Опредѣленіе критическихъ точекъ для всѣхъ вышеуказанныхъ сплавовъ производилось при помощи автоматически регистрирующаго аппарата Н. С. Курнакова, при чемъ было обнаружено, что температура плавленія указанныхъ сплавовъ Zn Sn Sb и Zn Sn Cu возрастаетъ съ увеличеніемъ содержанія сурьмы и мѣди при постоянномъ соотношеніи олова къ цинку; особенно замѣтно увеличивается температура плавленія сплавовъ Zn Sn Cu съ увеличеніемъ содержанія мѣди. Примѣсь свинца въ тройныхъ сплавахъ Zn Sn Cu и Zn Sn Sb замѣтно уменьшаетъ твердость сплавовъ, но опытовъ въ указанномъ направленіи было сдѣлано мало, ибо указанные сплавы на практикѣ встрѣчаются очень рѣдко; вообще надо замѣтить, что сплавы цинка въ качествѣ бабитовъ имѣютъ незначительное распространеніе на практикѣ, гдѣ большее распространеніе получили оловянные и за послѣднее время оловянно-свинцовые бабиты.

Изученіе послѣдней группы сплавовъ было начато съ группы соединеній олова съ сурьюю, для чего изготовлялись сплавы съ послѣдовательнымъ увеличеніемъ содержанія сурьмы въ оловѣ, а именно съ 2,5⁰/₀, 5⁰/₀, 7,5⁰/₀, 10, 15, 20 и дальше черезъ пять до 75⁰/₀ сурьмы въ оловѣ. Сплавы готовились въ количествѣ 40—50 gr. въ тиглѣ криптолевой печи и послѣ плавленія быстро охлаждались въ металлической изложницѣ. Полученные результаты надѣ опредѣленіемъ по-

¹⁰⁾ Выдѣленія соединеній цинка съ сурьюю, по всей вѣроятности, отсутствуютъ вслѣдствіе того, что въ сплавахъ имѣется перевѣсъ содержанія олова надъ содержаніемъ сурьмы.

положенія критическихъ точекъ и общая картина металлографическихъ наблюдений очень мало расходятся съ общей картиной затвердѣванія двухъ сплавовъ изъ олова и сурьмы, представленной ранѣе на фиг. 2. Далѣе при наблюденияхъ было замѣчено, что съ увеличеніемъ содержанія сурьмы въ оловѣ и съ увеличеніемъ періода охлажденія растетъ величина кристалловъ соединеній изъ олова и сурьмы; кромѣ этого наблюдалось, что выдѣлившіеся кристаллы одного и того же сплава замѣтно растутъ при продолжительномъ нагрѣваніи при температурѣ отъ 248 до 316° С. Наболѣе отчетливо выраженные кристаллы наблюдались въ сплавахъ олова при 50% сурьмы, вслѣдствіе чего слѣдуетъ предположить, что эти выдѣлившіеся соединенія олова съ сурьмой близко подходят къ соединенію по формулѣ Sn Sb. Кромѣ общихъ изслѣдованій по выясненію вопроса о строеніи сплавовъ олова и сурьмы были изслѣдованы послѣднія на твердость по способу Бриггелля при помощи шарика съ діаметромъ 10^{mm}/m при нагрузкѣ 500 kgr. Шарикъ вдавливался въ полированную поверхность сплава и затѣмъ по величинѣ деформации опредѣлялась твердость послѣдняго. Изъ опытовъ обнаружилось, что твердость сплавовъ олова и сурьмы до 10% послѣдней возрастаетъ довольно слабо (отъ 17 до 30), затѣмъ при отъ 10 до 20% сурьмы твердость сплавовъ олова увеличивается весьма слабо (отъ 30 до 33) и, наконецъ, послѣ 20% сурьмы въ сплавахъ олова твердость послѣднихъ растетъ почти по прямой, прямо пропорціонально содержанію сурьмы въ оловѣ, достигая при 45% сурьмы 70. При 50% сурьмы въ оловѣ сплавъ становится совершенно хрупкимъ и не выдерживаетъ пробы шарикомъ. Строеніе сплавовъ олова съ содержаніемъ сурьмы до 10% мелко зернистое, но при дальнѣйшемъ увеличеніи сурьмы въ сплавахъ олова величина выдѣлившихся кристалловъ растетъ.

При дальнѣйшихъ изслѣдованіяхъ бабитовъ въ металлографической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института преслѣдовалась цѣль по возможности связать эти изслѣдованія съ практическимъ примѣненіемъ бабитовъ. Для послѣдней цѣли въ качествѣ исходнаго матеріала были взяты бабиты, употребляемые на Сибирской желѣзной дорогѣ. Составъ этихъ бабитовъ былъ такъвъ:

- 1) Бабитъ № 1 для паровозовъ 60% Sn, 21% Pb, 16% Sb, и 3% Cu.
- 2) Бабитъ № 2 для паровозовъ и пассажирскихъ вагоновъ: 47% Sn, 38% Pb, 12% Sb и 3% Cu.
- 3) Бабитъ № 3 для товарныхъ вагоновъ: 23% Sn, 50% Pb, 24% Sb и 3% Cu.

Сумма всѣхъ указанныхъ металловъ, согласно техническихъ условій Сибирской желѣзной дороги, должна составлять не менѣе 99¹/₂ %.

Для исследований были изготовлены рядъ сплавовъ, у которыхъ сохранялось отношеніе $Sb : Sn$ и $Cu : Sb : Sn$, имѣющее мѣсто въ ба-
 биткахъ Сибирской желѣзной дороги, но измѣнялось содержаніе свин-
 ца отъ трехъ черезъ каждые три процента до 38% . Кроме этого бы-
 ли изготовлены оловянные сплавы, изъ которыхъ при постоянномъ
 соотношеніи примѣнялось содержаніе мѣди отъ 1 до 3% . Такимъ об-
 разомъ были составлены сплавы №№ 1—4 и 19—21 при постоянномъ
 отношеніи $Sb : Sn$, и въ которыхъ только измѣнялось $\%$ содержаніе
 мѣди отъ 1 до 3% , затѣмъ сплавы №№ 5—18, въ которыхъ при по-
 стоянномъ отношеніи $Cu : Sb : Sn$ прибавлялся свинецъ черезъ каж-
 дые 3% . Для большой наглядности ниже приведена таблица № VII
 составленныхъ сплавовъ отъ № 1 до № 21.

Таблица № VII.

№№ фотографий при увеличе- ніи 100:1 и протравѣ $1\frac{1}{2}\%$ растворомъ NH_4O_3 въ водѣ.	Cu	Sb	Sn	Pb	№ спла- ва.
Фиг. 17, таб. IV	1,0	20,8	78,2	—	1
" 18	2,0	20,6	76,6	—	2
" 19, таб. V	3,0	20,4	76,6	—	3
" 20 "	3,8	20,2	76,0	—	4
" 21 "	3,68	19,64	73,68	3,0	5
" 22 "	3,57	19,03	71,40	6,0	6
" 23 "	3,45	18,43	69,12	9,0	7
" 24 "	3,34	17,82	66,84	12,0	8
" 25, таб. VI	3,23	17,21	64,56	15,0	9
" 26 "	3,11	16,61	62,28	18,0	10
" 27 "	3,0	16,0	60,0	21,0	11
" 28 "	2,89	15,39	57,72	24,0	12
" 29 "	2,77	14,78	55,45	27,0	13
" 30 "	2,66	14,18	53,16	30,0	14
" 31, таб. VII	2,55	13,58	50,87	33,0	15
" 32 "	2,44	12,98	48,58	36,0	16
" 33 "	2,35	12,56	47,09	38,0	17
" 34 "	3,0	12,0	47,0	38,0	18
" 35 "	1,0	20,13	78,87	—	19
" 36 "	2,0	19,93	78,07	—	20
" 37, таб. VIII	3,0	19,73	77,27	—	21

Послѣ всѣхъ этихъ приготовленій были произведены наблюденія надъ температурами плавленія этихъ сплавовъ и ихъ микроструктурой, а затѣмъ была опредѣлена ихъ твердость съ помощью прибора Бринеля.

Опредѣленіе температуръ плавленія производилось наблюденіемъ охлажденія расплавленныхъ сплавовъ. Для этого пользовались самопишущимъ приборомъ проф. Курнакова, въ которомъ показанія пирометра автоматически вычерчиваются на фотографической бумагѣ, движущейся съ равномерной скоростью. Такимъ образомъ для каждого сплава получали кривую охлажденія. Самый опытъ производился слѣдующимъ образомъ: сплавъ въ количествѣ около 100 граммовъ помѣщался въ тигель изъ огнеупорной глины, вставленный въ криптолеву печь, и нагрѣвался до полного расплавленія металла при помощи электрическаго тока. Когда весь металлъ превращался въ жидкость, въ нее погружался конецъ пирометра Лешателье. Такъ какъ термомпара подвергается дѣйствию расплавленныхъ металловъ въ особенности сурьмы, которая по указаніямъ Байкова¹⁷⁾ образуетъ съ платиной опредѣленное химическое соединеніе $PtSb_2$, при чемъ послѣднее соединеніе получается при прямомъ соприкосновеніи платины съ расплавленной сурьмой, и реакція совершается съ громаднымъ выдѣленіемъ теплоты, то при работахъ съ сурьмой необходимо обратить особенное вниманіе на то, чтобы конецъ пирометра былъ совершенно предохраненъ отъ соприкосновенія съ металломъ и его парами. Обыкновенно для этого термомпару помѣщаютъ въ кварцевую трубку и послѣднюю погружаютъ въ жидкій сплавъ. Этимъ достигается полная изоляція между пирометромъ и металломъ, при этомъ пирометръ сохраняетъ свою чувствительность и въ то же время предохраненъ отъ дѣйствія расплавленныхъ металловъ. Контакты концовъ термомпары съ проводами помѣщались въ пробирки, погруженные въ смѣсь тающего льда. Отъ термомпары шли провода къ пирометру и аппарату проф. Курнакова, записывающему кривыя охлажденія.

Послѣ того, какъ всѣ составные элементы испытываемаго сплава переходили въ жидкое состояніе, криптолевая печь выключалась и пускался въ ходъ приводимый во вращеніе отъ часового механизма барабанъ, на которомъ была надѣта свѣточувствительная бумага. Высшая температура, до которой нагрѣвался расплавляемый металлъ, колебалась между $750-790^{\circ}C$. Показанія пирометра записывались черезъ каждые 100° выключеніемъ лампочки въ фонарикъ („Зайчика“) на 10—15 сек. Охлажденіе расплавленнаго металла продолжалось въ среднемъ около $1\frac{1}{2}$ часовъ. Опытъ заканчивался тогда, когда пирометръ указывалъ, что температура упала до $180-150^{\circ}C$.

¹⁷⁾ Журналъ Русскаго Физ.-Химич. О-ва, Т. 32, № 4.

Сплавы приготовлялись передъ опытомъ такимъ образомъ, что сначала въ тиглѣ изъ огнеупорной глины расплавлялась мѣдь съ небольшимъ количествомъ олова, чтобы избѣжать окисленія, сверху насыпался въ небольшомъ количествѣ слой толченаго древеснаго угля послѣ этого присаживалось олово небольшими порціями, затѣмъ свинецъ и наконецъ сурьма, при чемъ опять расплавленный металлъ во избѣжаніе окисленія засыпался слоемъ древеснаго угля. Сплавы, составленные для опытовъ, были съ содержаніемъ не болѣе 3% мѣди. Результаты полученные при помощи кривыхъ охлажденія представлены въ таблицѣ VIII. Въ этой таблицѣ для каждаго сплава даны всѣ остановки пирометра, — критическія точки.

Таблица VIII.

№ сплава.	О С Т А Н О В К И.				Примѣчанія.
	1	2	3	4	
1	—	310	236	—	
2	—	309	233	—	
3	355	311	240	—	
4	349	313	229	187	
5	352	314	233	190	
6	360	305	224	190	
7	364	307	220	193	
8	362	305	224	197	
9	361	295	—	183	
10	347	305	—	186	
11	340	294	—	190	
12	358	270	—	180	
13	371	295	—	185	
14	373	290	—	193	
15	365	305	—	183	
16	375	—	241	—	Остановки № 2 въ сплавѣ № 16 нѣтъ вслѣдствіе долгаго перерыва свѣтового луча.
17	370	298	—	193	
18	377	293	228	—	
19	—	317	241	—	
20	—	311	243	—	
21	326	315	235	—	

Если отъ положенія критическихъ точекъ сплавовъ непосредственно перейти къ разсмотрѣнiю той картины внутреннихъ измѣненiй, которая наблюдается въ послѣднихъ сплавахъ въ связи съ критическими точками, то необходимо замѣтить слѣдующее: для сплавовъ №№ 1—3 положенiе 2-й критической точки соотвѣтствуетъ моменту выдѣленiя соединенiя олова съ сурьюю, которое на поляхъ шлифовъ замѣтно въ видѣ отдѣльныхъ кристалловъ (см. фиг. 17, 18, таб. IV, и 19. таб. V), а третья критическая точка соотвѣтствуетъ затвердѣванiю связывающей оловянной массы, содержащей до 10⁰/₀ Sb. Далѣе появленiе высшей 1-й точки у сплава № 3 слѣдуетъ объяснить выдѣленiемъ изъ сплава соединенiй мѣди съ оловомъ. При маломъ содержанiи мѣди эта точка не была замѣтна, но при 3⁰/₀ мѣди она обнаружилась. На поляхъ шлифовъ указанныхъ сплавовъ выдѣленiя соединенiй мѣди съ оловомъ постепенно растутъ и на шлифахъ сплава № 3 (фиг. 19) эти выдѣленiя замѣтно прорѣзываютъ кристаллы соединенiй олова и сурьюи.

Для всѣхъ сплавовъ, начиная № 5 по № 18, имѣется четвертая остановка пирометра при температурѣ весьма близкой къ 190° С, что необходимо объяснить образованiемъ во всѣхъ указанныхъ сплавахъ эвтектической мягкой массы изъ 62⁰/₀ олова и 38⁰/₀ свинца, съ температурой плавленiя близкой къ 182° С.¹⁸⁾ Вторая половина мягкой цементирующей массы бабитовъ, судя по положенiю точки № 3 остановки пирометра, для всѣхъ бабитовъ содержащихъ олово и свинецъ, представляетъ изъ себя однородную массу изъ олова, содержащаго до 10⁰/₀ сурьюи. Температура плавленiя такой массы, какъ было указано ранѣе (см. фиг. 2), весьма близка къ 243° С.

Итакъ изъ предыдущаго необходимо заключить, что мягкая цементирующая часть разсматриваемыхъ бабитовъ состоитъ въ сплавахъ олова, не содержащихъ свинца, изъ оловянной массы, содержащей въ себѣ до 10⁰/₀ сурьюи въ растворѣ; въ бабитахъ, имѣющихъ въ составѣ олово и свинецъ, мягкая остывшая часть—состоитъ изъ двойной смѣси,—изъ частицъ олова съ сурьюю предыдущаго состава и изъ частицъ эвтектической массы олова и свинца.

Остановка въ паденiи температуры при охлажденiи сплавовъ послѣ плавленiя, условно обозначенная нами въ таблицѣ VIII „2“, надо предполагать, соотвѣтствуетъ выдѣленiю изъ расплавленнаго сплава кристаллическихъ соединенiй олова съ сурьюю или свинца съ сурьюю. Возможно предположенiе, что въ сплавахъ содержащихъ значительное количество олова и свинца обѣ кристаллическiя формы соединенiй послѣднихъ элементовъ съ сурьюю выдѣляются одновременно.

¹⁸⁾ Guertler. Metallographie. S. 727.

Ясно выраженные кристаллы соединений олова и свинца съ сурью во видѣ неправильныхъ ромбовъ отчетливо замѣтны почти на всѣхъ шлифахъ сплавовъ (см. фиг. 17, таб. IV—по 37, таб. VIII).

Появленіе наивысшей точки остановки въ паденіи температуры термометра при охлажденіи имѣется во всѣхъ тѣхъ случаяхъ, когда содержаніе мѣди въ сплавахъ больше 2%, и отсюда слѣдуетъ, что условно обозначенная точка „I“ соотвѣтствуетъ въ указанныхъ сплавахъ выдѣленію соединений олова съ мѣдью, при чемъ эти соединения на поляхъ шлифовъ имѣютъ строеніе слабо развитыхъ елочекъ или длинныхъ палочекъ, прорѣзывающихъ кристаллы сурьмяныхъ соединений олова и свинца.

Далѣе всѣ вышеуказанные сплавы были испытаны на твердость по способу Бринеля, при чемъ діаметръ взятаго шарика былъ 10^m/m и нагрузка измѣнялась въ двухъ предѣлахъ,—была 200 и 500 клгр. Полученные на шлифахъ діаметры углубленій измѣрялись съ помощью микроскопа и по таблицѣ (шкалѣ) опредѣлялась твердость сплавовъ. Ниже приведена таблица IX такихъ измѣреній, при чемъ изъ двухъ опытовъ въ 200 и 500 клгр. для твердости взято значеніе среднее, по которому и выстроена кривая.

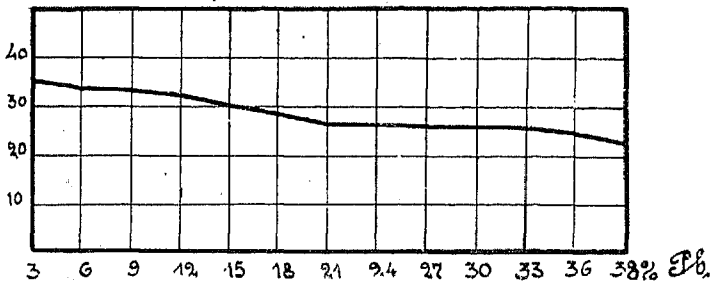
Таблица IX.

№ № сплавовъ,	Нагрузка 200 клгр.		Нагрузка 500 клгр.		Среднее изъ двухъ опы- товъ.
	d	Твердость.	d	Твердость.	
1	3,3	23	4,4	31,2	27,1
2	2,6	37	4,2	34,5	35,75
3	2,7	34	4,1	36,0	35,0
4	2,6	37	4,1	36,0	36,5
5	2,65	36	4,2	34,5	35,25
6	2,7	34	4,3	32,6	33,3
7	2,75	33	4,25	33,6	33,3
8	2,8	32	4,3	32,6	32,3
9	2,9	30	4,45	30,4	30,2
10	3,0	28	4,5	29,7	28,85
11	3,15	25	4,65	27,8	26,4
12	3,1	26	4,8	25,9	26,0

№ № сплавовъ.	Нагрузка 200 клгр.		Нагрузка 500 клгр.		Среднее изъ двухъ опы- товъ.
	d	Твердость.	d	Твердость.	
13	3,1	26	4,8	25,9	25,9
14	3,2	24	4,75	26,5	25,25
15	3,0	28	5,1	22,8	25,4
16	3,3	23	4,9	24,3	24,0
17	3,15	25	5,3	21,0	23,0
18	3,2	24	5,2	21,8	22,9
19	3,0	28	4,75	26,5	27,25
20	3,0	28	4,2	34,5	31,25
21	2,8	32	4,3	32,6	32,3

Если эти данныя изобразить графически, откладывая по оси X-овъ составъ сплавовъ, т. е. въ нашемъ случаѣ процентное содержаніе свинца въ сплавѣ, а по оси Y-въ твердость, то получимъ кривую (см. фиг. 38). Какъ видно изъ этихъ данныхъ твердость до 21⁰/₁₀ Pb убываетъ, а съ 21 до 33⁰/₁₀ остается почти безъ измѣненія, послѣ этого наступаетъ опять медленное убываніе.

Кривая твердости.



Фиг. 38.

Дальнѣйшія испытанія бабитовъ изъ класса свинцово-оловянныхъ были соединены съ практическими испытаніями этихъ бабитовъ въ различныхъ условіяхъ службы на Сибирской жел. дорогѣ. Лѣтомъ 1912 г. въ Красноярскихъ мастерскихъ Сибирской жел. дороги по распоряженію Начальника Тяги означенной дороги И. П. Арбузова были организованы опытные испытанія бабитовъ различного состава. Въ составъ комиссіи по испытанію бабитовъ, по моему предложенію, Сибирской жел. дорогой были приглашены два студента Томскаго Тех-

нологического Института, М. Михайловъ и А. Бѣляевъ. Два послѣднихъ лица въ концѣ указанныхъ опытныхъ занятій представили мнѣ подробный отчетъ о постановкѣ и результатахъ опытныхъ изслѣдованій бабитовъ въ Красноярскихъ мастерскихъ Сибирской жел. дор., а затѣмъ впослѣдствіи подѣ моимъ руководствомъ обработали полученные ими образцы бабитовъ въ металлографической лабораторіи Института, что и составило въ общемъ ихъ дипломную работу. Дальнѣйшее описаніе постановки опытовъ по изслѣдованію бабитовъ въ Красноярскихъ мастерскихъ Сибирской жел. дороги я буду продолжать согласно представленнаго мнѣ отчета двумя вышепоименованными студентами Института, при чемъ долженъ добавить, что означенный отчетъ почти дословно согласуется съ опубликованнымъ докладомъ Начальника Красноярскихъ мастерскихъ по тому-же вопросу ¹⁹⁾.

Для опытныхъ изслѣдованій были взяты бабиты такого химического состава (см. таблицу X).

Таблица X.

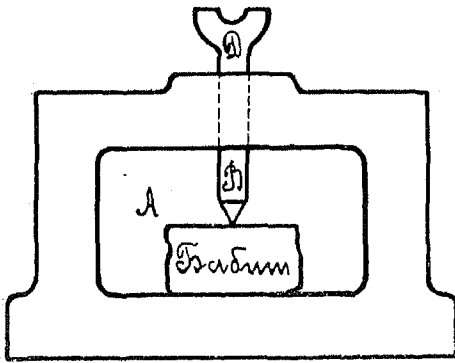
Название бабита.	Составъ бабита.				Удельный вѣсъ.	Теоретическая стоимость 1 пуда.	Цѣна по объему.
	Sn	Sb	Cu	Pb			
№ 1 Д . .	25	20	5	50	8,8	11 р. 23 к.	9 р. 88 к.
№ 1 Н . .	30	16	4	50	—	—	—
№ 1 М . .	25	16	4	55	—	—	—
№ 1 К . .	20	16	4	60	9,15	9 р. 71 к.	8 р. 88 к.
№ 1 В . .	15	16	4	65	9,35	8 р. 36 к.	7 р. 82 к.
№ 3 К . .	—	17	—	83	10,13	4 р. 14 к.	4 р. 19 к.
№ 3 Д . .	—	16,5	3	80,5	10,08	4 р. 27 к.	4 р. 30 к.
№ 3 Е . .	—	16	4	80	10,10	4 р. 31 к.	4 р. 35 к.
№ 1 Т . .	60	16	3	21	7,75	20 р. 46 к.	15 р. 85 к.
№ 2 Т . .	47	12	3	38	8,32	16 р. 02 к.	13 р. 32 к.
№ 3 Т . .	23	24	3	50	8,66	10 р. 73 к.	9 р. 29 к.

Что же касается вагоннаго бабита, то во время опытовъ старались:

1) опредѣлить пригодность къ дѣйствительной службѣ № 3 К и 2)

¹⁹⁾ Докладъ Начальника Красноярскихъ мастерскихъ инженера М. С. Городецкого по изслѣдованію бабитовъ, произведенному Красноярскими мастерскими. Томскъ. 1912 г.

вліяніе введенія въ этотъ же составъ того или другого количества Си. Первымъ, такъ сказать, пробнымъ камнемъ для испытаній бабитовъ на Сибирской ж. дор. являлось испытаніе на твердость. Не имѣя возможности пользоваться въ Красноярскихъ мастерскихъ для опредѣленія твердости способомъ Бринеля или какимъ либо другимъ изъ общепринятыхъ и получать результаты по какой либо опредѣленной шкалѣ, примѣнили для опредѣленія сравнительной твердости вышеприведенныхъ бабитовъ слѣдующее приспособленіе (см. фиг. 39). Испытуемый кусокъ бабита, имѣющій двѣ гладко простроганныя поверхности, помѣщается въ вырѣзку А сконструированнаго для этого прибора.



Фиг. 39.

Твердость даннаго сорта бабита характеризуется діаметромъ углубленія, получающагося путемъ вдавливанія стального, коническаго (съ угломъ конусности при вершинѣ въ 60°), отшлифованнаго пуансона В. Самая нагрузка достигалась при помощи простого рычажного преса для испытанія рессоръ, подъ нажимной валикъ котораго помѣщалась головка пуансона Д, имѣющая углубленіе съ соответственнымъ

радіусомъ закругленія. Величина нагрузки при всѣхъ испытаніяхъ оставалась постоянной и равной ста пятидесяти пудамъ. Послѣ нѣсколькихъ предварительныхъ опытовъ, при которыхъ время дѣйствія нагрузки мѣнялось въ предѣлахъ отъ 15 секундъ до 3-хъ минутъ, было замѣчено, что по прошествіи одной минуты дѣйствія пуансона наступаетъ полное отсутствіе дальнѣйшихъ деформаций, которыя можно было бы учесть при наличіи имѣющихся въ Красноярскихъ мастерскихъ измѣрительныхъ приборовъ. Вслѣдствіе этого продолжительность надавливанія была сдѣлана равной одной минутѣ во всѣхъ опытахъ при испытаніи твердости бабита. Результаты и среднія величины наблюденій приведены въ нижеслѣдующей таблицѣ XI*).

„Извѣстно, что для уменьшенія тренія и для избѣжанія заѣданій нужно, чтобы соприкасающіяся трущіеся поверхности приготовлялись изъ возможно твердыхъ матеріаловъ. Казалось бы выборъ былъ очень простъ, но говоритъ далѣе Валувевъ, одной твердости мало, такъ какъ при малѣйшей неровности соприкасающихся трущихся поверхностей, отъ плохой ли пригонки или отъ случайныхъ причинъ, существующее между ними давленіе можетъ сосредоточиться въ нѣсколькихъ точкахъ, и тогда можетъ произойти заѣданіе поверхностей.

*) См. таблицу на 52 стр.

Таблица XI.

Наименованіе.	d_1	d_2	d_3	d_4	\bar{d} среднее.
Лейкина № 3 . .	9,8	9,8	9,8	10	9,85.
№ 1 Д . .	10,49	10,49	10,47	10,5	10,49.
№ 3 Т. Ус. . .	10,6	10,4	10,5	11,6	10,77
№ 1 К . .	11,09	10,92	11,12	11,22	11,09
Лейкина № 1 . .	10,9	10,91	11,49	11,49	11,192
№ 1 В . .	11,39	11,20	11,20	11,5	11,32
№ 1 Т. У. . .	11,42	11,42	11,39	11,89	11,53
№ 1 Н . .	11,60	11,60	11,39	11,60	11,55
№ 1 М . .	11,60	11,40	11,52	11,80	11,58
Лейкина № 2 . .	12,40	13,01	12,18	12,8	12,72
№ 2 Т. У. . .	12,5	12,8	13	—	12,77
№ 3 Е . .	13,3	13,2	13	13,4	13,3
№ 3 Д . .	13,4	13,4	13,5	13,41	13,43
№ 3 К . .	14,2	14	13,8	13,67	13,92

Чтобы предупредить это явленіе нужно, чтобы одна из трущихся поверхностей принадлежала пластичному вязкому матеріалу, способному воспринимать въ извѣстныхъ предѣлахъ измѣненія своей формы безъ разрушенія. Замѣчено, что твердость тѣла, часто сопровождается хрупкостью, т. е. малой способностью сопротивляться ударамъ, толчкамъ, иначе говоря, оно какъ бы обладаетъ малой прочностью. Такимъ образомъ сплавы, пригодные для заливки подшипниковъ, должны обладать достаточной твердостью, соединенной съ вязкостью и прочностью. Поставленные опыты по опредѣленію прочности и вязкости разсматриваемыхъ сортовъ бабита, къ сожалѣнію, не дали заслуживающихъ довѣрія результатовъ въ виду несовершенства имѣвшихся въ Красноярскихъ мастерскихъ приборовъ и машинъ. Эти данныя, полученные надъ раздавливаніемъ брусковъ поперечнаго сѣченія въ 1 см.² боковой поверхностью цилиндрика съ діаметромъ 10^м/_м, были слишкомъ разнообразны даже для одного и того же сорта бабита, завися прежде всего отъ слишкомъ примитивнаго приспособленія (рычажный прессъ), а затѣмъ и отъ чисто случайныхъ, трудно устранимыхъ причинъ: какъ-то малѣйшее неосторожное приложеніе груза, сотрясеніе пола кузницы подъ ударами парового молота и т. д.

Что касается постановки пробных бабитовъ на подшипники паровозовъ, тендеровъ и вагоновъ, то она должна была являться, собственно говоря, послѣднимъ и рѣшающимъ испытаніемъ пробнаго бабита для опредѣленія пригодности его примѣненія на Сибирской жел. дорогѣ.

Послѣднее испытаніе является почти единственнымъ хорошимъ испытаніемъ, если не считать испытанія твердости. Первымъ подвергся испытанію бабитъ № 1 Д.

По своимъ физическимъ свойствамъ (подробная характеристика помѣщена ниже) онъ оказался немного хрупковатымъ, хотя испытанія въ буксовыхъ и дышловыхъ подшипникахъ паровоза № 1308 дали благоприятные результаты. Осмотромъ послѣ двухъ пробныхъ поѣздокъ — (=96 верст.) рабочая поверхность дышловаго подшипника вышеозначеннаго паровоза найдена вполне исправной. Порчи смазочныхъ канавокъ, выбоинъ, накатовъ, трещинъ, царапинъ шейки и т. д. замѣчено не было.

Идя далѣе по пути постепеннаго пониженія процентнаго содержанія олова въ составѣ паровознаго бабита, испытанія бабитовъ сосредоточились надъ сплавомъ съ содержаніемъ олова въ 20⁰/₀, — бабитъ № 1 К, — а для приданія наибольшей вязкости содержаніе Cu и Sb было понижено съ 5 и 20⁰/₀ на 4 и 16⁰/₀. Необходимо отмѣтить, что эти величины процентнаго содержанія Cu и Sb для облегченія наблюдений въ дальнѣйшемъ во всѣхъ составахъ съ тѣмъ или инымъ количествомъ олова приняты постоянными. Въ виду того, что въ Красноярскихъ главныхъ мастерскихъ производился почти исключительно большой ремонтъ паровозовъ и вагоновъ, руководители опытовъ находились въ крайне затруднительномъ положеніи въ смыслѣ возможной продуктивности и увеличенія количества опытовъ по выработкѣ бабита желаемаго состава. Вслѣдствіе чего общее количество опытовъ надъ паровозными бабитами, произведенныхъ въ Красноярскихъ главныхъ мастерскихъ въ теченіе лѣта 1912 г., слишкомъ недостаточно, чтобы вывести какое либо окончательное заключеніе о преимуществахъ того или иного сорта изъ вышеуказанныхъ бабитовъ. Необходимость скорѣйшаго вырѣшенія даннаго вопроса и ознакомленія съ постановкой изслѣдованій свинцово сурьмяныхъ бабитовъ, производившихся ранѣе на всѣхъ участкахъ Сибирской жел. дор., побудили руководителей опытовъ обратиться съ просьбой о постановкѣ изслѣдованій надъ выработанными ими и предварительно опробованными въ Красноярскихъ гл. мастерскихъ сортами бабитовъ на участкѣ ст. Красноярскъ. Къ этому необходимо добавить, что паровозы, отремонтированные въ мастерскихъ, послѣ двухъ—трехъ пробныхъ поѣздокъ отправляются на

свой участокъ, а, слѣдовательно, ускользають отъ дальнѣйшаго непосредственнаго наблюденія, въ то время какъ паровозы Красноярскаго уч. сл. тяги находились все время подъ непосредственнымъ наблюдениемъ при весьма различномъ и все возрастающемъ пробѣгѣ на пробномъ бабитѣ. Въ серединѣ юля 1912 г. разрѣшеніе было получено, что дало возможность произвести испытаніе бабита № 1 К болѣе интенсивно и при томъ въ условіяхъ обычной дѣйствительной работы его на паровозѣ. Общее количество предположенныхъ къ испытанію дышловыхъ и буксовыхъ подшипниковъ, залитыхъ бабитомъ № 1 К, равно 47. За все время работы его, какъ въ главныхъ мастерскихъ, такъ и на участкѣ никакихъ особенностей и недостатковъ замѣчено не было. Осмотромъ нѣкоторыхъ изъ подшипниковъ, произведеннымъ руководителями опытовъ въ присутствіи мастеровъ паровозосборнаго цеха, рабочія поверхности подшипниковъ найдены исправными, затеканія смазочныхъ канавокъ, накатовъ, трещинъ, царапинъ шейки и пр. не наблюдалось. Для опредѣленія степени изнашиваемости и долговѣчности желательнымъ было бы наблюденія надъ паровозами Красноярскаго уч. сл. тяги продолжить и далѣе.

Бабитъ № 1 В, съ содержаніемъ олова въ 15⁰/₀, является слѣдующей ступенью въ программѣ работъ постепеннаго пониженія процентнаго содержанія олова. Къ сожалѣнію, недостатокъ времени не далъ возможности провести испытанія его полностью въ томъ объемѣ и разнообразіи, какъ это было сдѣлано по отношенію бабита № 1 К. Бабитъ № 1 В былъ поставленъ на 17 подшипникахъ.

Съ свинцово-сурьмяными бабитами дѣло обстояло нѣсколько иначе. Параллельныя испытанія свинцово-сурьмяныхъ бабитовъ 3 К, 3 Д и 3 Е дали вполне благопріятные результаты. Во всѣхъ довольно многочисленныхъ осмотрахъ подшипниковъ вагоновъ, тендеровъ и платформъ руководители опытовъ находили рабочую поверхность вполне исправной. Накатовъ, трещинъ, выкрашиванія, царапинъ шейки и затеканія смазочныхъ канавокъ не наблюдалось. Общее число испытаній свинцово-сурьмяныхъ бабитовъ равно 285. Замѣтить какую либо существенную разницу въ различныхъ сортахъ вагоннаго бабита, т. е. учесть вліяніе мѣди на износъ и долговѣчность бабита при столь незначительномъ пробѣгѣ на пробномъ бабитѣ было невозможно. Одно только испытаніе на постоянной машинѣ силовой станціи Красноярскихъ главныхъ мастерскихъ какъ бы говорило въ пользу введенія мѣди и нѣкотораго преимущества бабита № 3 Д надъ № 3 К. Со стороны физическихъ свойствъ различіе выступаетъ яснѣе въ то время, какъ чистый свинцово-сурьмяный бабитъ обладаетъ свѣтло-сѣрымъ

цвѣтомъ излома, свинцово-сурьмяный бабитъ съ примѣсью мѣди, при болѣе темномъ цвѣтѣ излома, пріобрѣтаетъ ясно выраженный фіолетовый оттѣнокъ; твердость отъ присадки мѣди растетъ (болѣе подробно см. ниже). Для полученія наиболѣе яснаго представленія о техническихъ свойствахъ свинцово-сурьмяныхъ бабитовъ еще въ началѣ іюля 1912 г. они были поставлены на буксовые подшипники паровозовъ № 1610 и 3163. Оба паровоза выдержали пробныя поѣздки вполне благополучно, въ пути подшипники не грѣлись, рабочая поверхность, къ сожалѣнію, осмотрѣна не была. Этотъ успѣхъ открывалъ новый путь въ намѣченныхъ изслѣдованіяхъ, однако малая твердость, крайняя осторожность въ постановкѣ опытовъ съ чисто-свинцово-сурьмяными бабитами на участкѣ и, наконецъ, недостатокъ времени помѣшали развить эти испытанія въ желательномъ объемѣ. Всего бабитъ былъ поставленъ на буксовыхъ и дышловыхъ подшипникахъ въ количествѣ 285 штукъ.

Однимъ изъ важныхъ недостатковъ свинцово сурьмяныхъ бабитовъ является ихъ небольшая твердость и теплоемкость. Здѣсь не лишнее будетъ повторить нѣсколько словъ о свойствахъ „намазыванія“ бабита того или иного состава. Дѣло въ томъ, что при заливкѣ подшипниковъ подъ скалку, а это имѣетъ мѣсто въ примѣненіи къ буксовымъ подшипникамъ паровозовъ вообще и къ дышловымъ въ частности—на участкѣ, имѣетъ большое значеніе тѣстообразное состояніе бабита. Въ этомъ состояніи бабитъ хорошо заполняетъ подшипникъ, хорошо „намазывается“ подъ скалку. Продолжительность тѣстообразнаго состоянія бабита тѣмъ больше, чѣмъ большею теплоемкостью обладаютъ его составныя части. Принимая по Валуеву. теплоемкости ²⁰⁾ $Pb = 1$, $Sb = 1,7$, $Sn = 1,75$ и $Cu = 3$, мы можемъ сказать, что сплавы съ большимъ процентнымъ содержаніемъ Pb будутъ обладать малымъ періодомъ „намазыванія“. Ниже помѣщена таблица XII теплоемкостей всѣхъ бабитовъ, изъ которой видно, что теплоемкость свинцово-сурьмяныхъ бабитовъ довольно незначительна. Чистый свинцово-сурьмяный бабитъ при остываніи почти сразу переходитъ изъ жидкаго состоянія въ твердое: періодъ намазыванія тѣстообразнаго состоянія отсутствуетъ, что сильно усложняетъ заливку.

Таблица XII.

Сортъ бабита.	№ 1 Т. У.	№ 2 Т. У.	№ 3 Т. У.	№ 1 Д.	№ 1 Н.	№ 1 М.	№ 1 К.	№ 1 В.	№ 3 К.	№ 3 Д.	№ 3 Е.	№ 3 М.
Теплоемкость.	1,62	1,496	1,4	1 4275	1,417	1,38	1,34	1,3025	1,139	1,1755	1,192	1,272

²⁰⁾ Условно по отн. $Pb = 1$.

Въ дополненіе къ вышеприведенному описанію опытныхъ изслѣдованій бабитовъ на Сибирской жел. дорогѣ необходимо добавить нѣсколько словъ о полученныхъ наблюденіяхъ надъ качествами бабитовъ, взятыхъ для испытаній.

Бабитъ № 1 К имѣетъ свѣтло-серебристый изломъ и при незначительномъ содержаніи олова обладаетъ хорошими техническими качествами: по твердости, какъ видно изъ предыдущей таблицы XI, онъ не уступаетъ лучшимъ сортамъ оловянныхъ бабитовъ, сохраняя при работѣ достаточную вязкость. Обладая хорошею теплоемкостью, бабитъ № 1 К долго сохраняетъ тѣстообразное строеніе, т. е. имѣетъ періодъ „намазыванія“ продолжительный и очень хорошо заполняетъ подшипникъ подъ скалку. Послѣднее свойство особенно цѣнно при заливкѣ паровозныхъ буксовыхъ и дышловыхъ подшипниковъ, въ особенности если они не идутъ въ расточку. Залитая поверхность получается гладкой безъ усадочныхъ раковинъ, трещинъ и ноздрей.

Бабитъ № 1 В имѣетъ свѣтло-сѣрый изломъ и при незначительномъ содержаніи олова, меньшемъ чѣмъ въ бабитѣ № 1 К, обладаетъ хорошими свойствами. По твердости онъ мало отличается отъ оловянныхъ бабитовъ, но мягче бабита № 1 К. Теплоемкость его ниже теплоемкости послѣдняго бабита, но вполнѣ достаточная для періода „намазыванія“. Вязкость его средняя, но скалываній при вырубкѣ смазочныхъ канавокъ не наблюдалось.

Бабитъ № 3 К имѣетъ сѣроватый изломъ, принадлежитъ къ чисто-свинцовымъ-сурмянистымъ бабитамъ, обладаетъ небольшою твердостью, но отличается значительною вязкостью. Теплоемкость его мала, но повышается по мѣрѣ увеличенія въ немъ содержанія мѣди. Періодъ „намазыванія“ почти совершенно отсутствуетъ, вслѣдствіе чего заливка подшипниковъ подъ скалку весьма затруднительна и не можетъ быть произведена безъ паяльника. При заливкѣ подъ шаблонъ заполняетъ подшипникъ хорошо и безъ недостатковъ.

Бабитъ № 3 Д довольно близко подходитъ къ предыдущему бабиту № 3 К, но въ отличіе отъ послѣдняго обладаетъ нѣсколько большею теплоемкостью и твердостью. Изломъ бабита № 3 Д сѣрый съ характернымъ фіолетовымъ оттѣнкомъ.

Бабитъ № 3 Е, въ отличіе отъ двухъ предыдущихъ свинцово-сурмянистыхъ бабитовъ, имѣетъ большее количество мѣди, вслѣдствіе чего и обладаетъ большею теплоемкостью.

Какъ видно изъ предыдущаго, главная цѣль произведенныхъ испытаній бабитовъ на Сибирской жел. дор. заключалась въ выясненіи вопроса, насколько возможно дорогіе оловянные бабиты замѣнить бо-

лѣе дешевыми бабитами изъ класса свинцово-оловянно-сурьмянистыхъ и изъ чисто свинцово-сурьмянистыхъ. Кромѣ этого во время описанныхъ опытовъ стремились выяснитъ вліяніе примѣси мѣди въ свинцово-сурьмянистыхъ бабитахъ.

Вторая половина изслѣдованій бабитовъ, опытнымъ путемъ изслѣдованныхъ на Сибирской жел. дорогѣ, была произведена въ металлографической лабораторіи Института подъ моимъ руководствомъ, но при дѣятельномъ участіи ранѣе указанныхъ студентовъ (М. Михайлова и А. Бѣляева) которые такимъ образомъ исполнили вторую половину своей дипломной работы. Для большей провѣрки полученныхъ практическихъ результатовъ всѣ бабиты, испытанные практически на Сибирской жел. дорогѣ, для изслѣдованій въ лабораторіи были отлиты вновь изъ чистыхъ металловъ и фигурируютъ дальше подъ, быть можетъ, не совсѣмъ удобнымъ названіемъ „химически чистыхъ“ въ отличіе отъ образцовъ бабитовъ, изготовленныхъ въ Красноярскихъ мастерскихъ Сибирской жел. дороги. Послѣднія опытные наблюденія, произведенныя въ металлографической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института, надъ изслѣдованіемъ вышеуказанныхъ бабитовъ (см. таблицу X) могутъ быть раздѣлены на двѣ группы: а) на изученіе структуры сплавовъ и ихъ критическихъ точекъ и б) на изученіе физическихъ свойствъ бабитовъ—ихъ твердости и удѣльнаго вѣса.

Мы знаемъ, что всякій сплавъ въ жидкомъ состояніи представляетъ довольно однородную смѣсь изъ составляющихъ его металловъ. Эта смѣсь можетъ быть просто растворомъ одного металла въ другомъ или растворомъ какого нибудь химическаго соединенія въ общей массѣ сплава. Бабиты также подчиняются этому правилу. Когда жидкій сплавъ начинаетъ остывать, то при извѣстной, для каждаго состава опредѣленной температурѣ, одни изъ составляющихъ чистыхъ металловъ или соотвѣтственное химическое соединеніе начинаетъ выдѣляться изъ общей массы жидкости и затвердѣваетъ въ видѣ отдѣльныхъ кристалловъ. Подобнаго рода образованіе кристалловъ, сопровождаясь выдѣленіемъ нѣкотораго количества тепла, замедляетъ паденіе температуры сплава и даетъ на кривой охлаждения остановку, извѣстную подъ названіемъ „критической точки“. Затѣмъ можетъ начаться выдѣленіе кристалловъ другого металла или другого химическаго соединенія, что опять таки вызоветъ новую остановку, новую критическую точку. Наконецъ, когда окончится выдѣленіе всѣхъ металловъ и химическихъ соединеній, бывшихъ какъ бы въ избыткѣ въ сплавѣ, остается еще жидкая масса, всегда одинаковая по своему составу для данной серіи сплавовъ. При затвердѣваніи она образуетъ какъ бы

совершенно однородное тѣло, такъ что даже подъ микроскопомъ нельзя различить отдѣльныхъ кристалловъ основныхъ ея частей. Эта жидкая однородная масса называется эвтектическою смѣсью, и большее или меньшее количество ея во всей массѣ сплава оказываетъ большое вліяніе на общія свойства послѣдняго. Кривыя охлажденія, давая зависимость между паденіемъ температуры и временемъ, указываютъ условія и моменты начала выдѣленія кристалловъ и образованія эвтектической смѣси, а тѣмъ самымъ даютъ возможность при помощи кривыхъ критическихъ точекъ опредѣлить даже процентный составъ даннаго сплава и наоборотъ.

Для сплавовъ двойныхъ, которые въ настоящее время изслѣдованы весьма основательно (Guertler, Borneman), это вполне вѣрно и не вызываетъ никакихъ затрудненій, для сплавовъ же тройныхъ, а тѣмъ болѣе четверныхъ вопросъ становится уже болѣе сложнымъ. Не малую пользу въ этомъ случаѣ могутъ оказать шлифы, давая подъ микроскопомъ наглядную картину распредѣленія формъ и величинъ кристалловъ и эвтектики. Полученные результаты по кривымъ охлажденія можно представить слѣдующей таблицей XIII.

Таблица XIII критическихъ точекъ ²¹⁾

№№ критическихъ точекъ.	I	II	III	IV	I	II	III	IV
Сорта бабита.	Образцы изъ Мастерскихъ.				Образцы изъ Лаборатор. „химич. чист.“			
№ 1 Тех. Усл. и Лейкина . . .	367°	295°	204° 202°	196°	356°	288°	196°	188°
№ 1 Д	473°	306°	256°	194°	—	—	—	—
№ 1 К	482°	286°	256°	—	482°	276°	241°	—
№ 2 Тех. Усл.	482°	263°	213°	194°	482°	260°	216°	196°
№ 2 Лейкина	402°	270°	211°	194°	—	—	—	—
№ 1 В	526°	276°	254°	—	497°	276°	247°	—
№ 3 Тех. Усл.	402°	315°	254°	—	406°	310°	256°	—
№ 3 Лейкина	384°	315°	254°	—	—	—	—	—
№ 3 К	306°	256°	—	—	288°	256°	—	—
№ 3 Д	580°	269°	256°	—	550°	280°	256°	—
№ 3 Е	577°	270°	256°	—	—	—	—	—

²¹⁾ Бабиты завода Лейкина №№ 1—3 имѣютъ одинаковый составъ съ бабитами тѣхъ же номеровъ Сибирск. ж. дор., согласно техническихъ условій (№№ 1—3 Техн. Услов.)

Кривыя охлажденія сплавовъ были получены при помощи извѣстнаго прибора проф. Курнакова, при чемъ изслѣдуемый бабитъ въ количествѣ 100 gr расплавлялся въ криптоліевой электрической печи. Въ разогрѣтый тигель изъ огнеупорной глины съ шамотомъ загружалась или навѣска изъ образцовъ бабита, отлитаго въ Красноярскихъ Гл. мастерскихъ, или въ послѣдовательномъ порядкѣ: мѣдь съ небольшимъ количествомъ олова и далѣе постепенно Sn, Pb и Sb въ томъ случаѣ, когда сплавъ составлялся изъ чистыхъ металловъ въ лабораторіи Института. Нагрѣваніе производилось въ среднемъ до 700° 750° C, охлажденіе записывалось приборомъ до 150° C, такъ какъ предполагалось, что ниже этой температуры критическихъ точекъ въ изслѣдуемомъ бабитѣ нѣтъ. Время остыванія колебалось отъ 1 ч. 15 м. до 1 ч. 25 м.

Возвращаясь къ вышеприведенной таблицѣ критическихъ точекъ, при ближайшемъ ея разсмотрѣніи можно сдѣлать слѣдующія заключенія:

A. Результаты изслѣдованія образцовъ, отлитыхъ въ Красноярскихъ гл. мастерскихъ и „химически чистыхъ“, даютъ одну и ту же картину. Совпаденіе критическихъ точекъ для нѣкоторыхъ бабитовъ отличаются большой точностью.

Напримѣръ для № 2 техн. услов.

Образецъ мастерскихъ	432°	263°	213°	194°
„ химически чистый	432°	262°	216°	196°
разность	0	-3	+3	+2

Наибольшая невязка для другихъ сортовъ можетъ быть объяснена различными условіями плавки и вытекающимъ отсюда большимъ или меньшимъ выгораніемъ того или другого элемента даннаго сплава.

B. Бабиты №№ 1, 2 и 3 техн. услов. Сиб. ж. д. и соответственные №№ зав. Лейкина имѣютъ общій основной составъ.

Напр, для бабитовъ № 1 тех. усл. и № 1 зав. Лейкина.

	367°	295°	204°	196°
	367°	295°	202°	196°
Разность	0	0	-2°	0

C. Оловянные бабиты съ содержаніемъ олова больше 25% имѣютъ четыре критическихъ точки.

D. 25%-ное содержаніе олова является предѣломъ существованія четвертой критической точки ($194-196^{\circ}$ C).

При 25% Sn она выражена очень слабо,—напр., для бабита № 1 D, а при 24% Sn,—для баб. № 2 тех. усл. и 2 Лейкина, ее вовсе не наблюдается.

Е. Бабиты съ содержаніемъ олова меньше 25% даютъ только три критическихъ точки.

Г. Верхняя критическая точка свинцовыхъ бабитовъ выше таковой же въ оловянныхъ бабитахъ и поднимается еще выше по мѣрѣ увеличенія процентнаго содержанія свинца.

Такъ для свинцовыхъ бабитовъ

при содержаніи свинца	50%	критич. точка	473° C.
„	„	„	482° C.
„	„	„	526° C.

Г. Нижняя критическая точка (254—256° C) для свинцовыхъ бабитовъ появляется тоже при болѣе высокой температурѣ, чѣмъ это соотвѣтствуетъ эвтектической смѣси 87% Pb+13% Sb.

Собственно говоря, эвтектической смѣси 87% Pb+13% Sb соотвѣтствуетъ температура 248,5—244,8° C и нѣкоторое повышеніе ее должно быть отнесено, по всей вѣроятности, за счетъ нечистоты составныхъ частей. Это предположеніе отчасти находитъ себѣ подтвержденіе въ томъ, что для „химически чистыхъ“ бабитовъ, приготовленныхъ въ лабораторіи Института, эта точка появляется иногда нѣскольکو ниже.

Н. Свинцово-сурьмянистый бабитъ № 3 K представляетъ собою двойной сплавъ; первая критическая точка соотвѣтствуетъ выдѣленію кристалловъ чистой сурьмы; вторая—эвтектической смѣси 87% Pb+13% Sb.

Для изученія структуры бабитовъ были изготовлены шлифы и сняты при увеличеніи въ 100 разъ. Въ качествѣ протравы для шлифовъ служили: 3% растворъ въ водѣ азотной кислоты, бромная вода и HCl + Fl₂Cl₆. Общая картина наблюдаемыхъ структурныхъ явленій въ разсмотрѣнныхъ бабитахъ состоитъ въ нижеслѣдующемъ:

Бабитъ № 1 K („химич. чист.“), охлажденіе медленное,—край отливки (фиг. 40, таб. VIII). Снимокъ представляетъ собою металлографическую картину края нижней части конусообразной отливки (въ 100 gr.), полученной въ лабораторіи при медленномъ остываніи. Крупные кристаллы, обычно характеризующіе медленное охлажденіе,—здѣсь совершенно отсутствуютъ,—они отчасти помѣстились въ срединѣ отливки, отчасти, подъ влияніемъ меньшаго удѣльнаго вѣса, всплыли вверхъ. Главная основная, черная масса представляетъ собою смѣсь двухъ эвтектическихъ массъ: 87% Pb+13% Sb и 62% Sn+38% Pb.

Баб. № 1 К (хим. чист.) (фиг. 41, таб. VIII). Тотъ же шлифъ, но только мѣстомъ для снимка была выбрана середина отливки. Здѣсь мы видимъ характерные бѣлые кристаллы сурьмяныхъ соединеній весьма большихъ размѣровъ ($0,25 \times 0,2^m/m$) и основную темную мягкую массу ранѣе указанного состава. Межъ кристалловъ и черезъ нихъ, какъ бы прорѣзывая, проходятъ узкія, длинныя палочки соединеній мѣди. Весьма возможно, что эти палочки, разбросанныя по всѣмъ направленіямъ и соединющія отдѣльныя, болѣе твердыя зерна сурьмяныхъ выдѣлений, служатъ какъ бы коркасомъ въ болѣе мягкой, основной массѣ и обуславливаютъ отчасти значительную твердость бабита данного состава. Въ слѣдующемъ шлифѣ эти палочки выражены гораздо слабѣе.

Бабить № 1 К. (Краснояр. мастерскія) (фиг. 42, таб. VIII). Главнѣйшее отличіе данного шифа, по сравненію съ только что рассмотрѣннымъ, заключается въ значительномъ уменьшеніи величины каждаго зерна и мѣдвыхъ палочекъ, что, конечно, вытекаетъ изъ условій болѣе быстрого охлажденія данного образца, приготовленнаго въ Красноярскихъ гл. мастерскихъ.

Баб. № 1 Д (Красн. мастерскія) (фиг. 43, таб. VIII). Данный образецъ имѣетъ много общаго съ № 1 К (Кр. маст.) и только значительное увеличеніе общаго числа бѣлыхъ кристалловъ сурьмы и ея соединеній указываетъ на увеличеніе процентнаго содержанія послѣдней. Соотвѣтственное же уменьшеніе эвтектики говоритъ о большей твердости данного сплава и увеличеніи его хрупкости, что и наблюдалось на практикѣ.

Баб. № 1 Т. У. (Красн. мастерск.) (фиг. 44, таб. VIII). Среди общей, основной, темно-сѣрой массы разбросаны бѣлые ромбы сурьмы и ея соединеній, при чемъ имѣются мелкіе, слегка сѣроватые кристаллы въ поляхъ большихъ кристалловъ сурьмяныхъ соединеній²²⁾. Распределеніе кристалловъ по общей поверхности шифа довольно равномерное. Соединенія мѣди наблюдаются въ видѣ отдѣльныхъ вкрапленій какъ въ основной массѣ, такъ и среди самыхъ кристалловъ.

Баб. № 1 Т. У. (Хим. чист.) (фиг. 45, таб. IX). Онъ даетъ яркую картину вліянія медленнаго охлажденія. Кристаллы сурьмяныхъ соединеній достигаютъ весьма большой величины. Соединенія мѣди съ оловомъ имѣютъ видъ узкихъ мазковъ, частью прорѣзывающихъ кристаллы сурьмяныхъ соединеній, частью находящихся на фонѣ основной массы.

²²⁾ По всей вѣроятности, разность въ окраскѣ сложныхъ кристалловъ соединеній сурьмы и олова вызывается различіемъ содержаніемъ послѣдняго въ сурьмяныхъ соединеніяхъ.

Баб. № 1 В (Кр. Мастерск.) (фиг. 46, таб. IX). Среди основной темно-серой массы свинцово-сурьмянистой эвтектики съ примѣсью эвтектики олова и свинца изрѣдка разбросаны бѣлые неправильные ромбы сурьмяныхъ выдѣлений и кромѣ этого въ большомъ количествѣ весьма малые кристаллы, очевидно той же сурьмы и, наконецъ, узкія палочки молочнаго цвѣта. При потравѣ шлифа $\text{HCl} + \text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ эти молочныя палочки окрасились въ красивый сиреневатый цвѣтъ, слѣдовательно—имѣемъ здѣсь дѣло съ мѣдными соединеніями. Эти палочки мѣстами прорѣзываютъ бѣлые кристаллы, мѣстами группируются въ видѣ отдѣльныхъ оазисовъ, окруженныхъ и прорѣзываемыхъ въ свою очередь тонкими, бѣловатыми зигзагами и островками.

Баб. № 1 В. (Хим. чист.) (фиг. 47, таб. IX). Та же картина, что и въ предыдущемъ шлифѣ, но величина кристалловъ гораздо больше ($0,15 \times 0,175 \text{ м/м}$), число же ихъ меньше.

Баб. № 2 Т. У. (Кр. маст.) (фиг. 48, таб. IX). Здѣсь замѣтно особенное обиліе палочекъ мѣдныхъ выдѣлений, разбросанныхъ по всѣмъ направленіямъ и достигающихъ весьма большой длины. Кристаллы сурьмяныхъ выдѣлений имѣютъ мѣстами правильно выраженную форму ромбовъ и достигаютъ величины $0,1 \times 0,1 \text{ м/м}$.

Баб. № 2 Т. У. (Хим. чист.) (фиг. 49 таб. IX). Размѣры кристалловъ увеличились болѣе чѣмъ вдвое ($0,2 \times 0,275 \text{ м/м}$), палочки мѣдныхъ выдѣлений исчезли; взамѣнъ ихъ появились въ большомъ числѣ среди бѣлыхъ зеренъ и въ основной массѣ розовато-фіолетовыя вкрапленія.

Баб. 3 К (Красн. мастерск.) (фиг. 50 таб. IX). Этотъ бабитъ, являясь двойнымъ сплавомъ, отличается, равно какъ и послѣдующіе тройные сплавы бабитовъ № 3 Д и 3 Е, большою однородностью. Основная черная масса является эвтектической смѣсью ($84\% \text{ Pb} + 13\% \text{ Sb}$), а бѣлые ромбы представляютъ кристаллы почти чистой сурьмы, бывшей въ избыткѣ въ сплавѣ до образованія эвтектики.

Баб. № 3 Д. (Кр. маст.) (фиг. 51 таб. X). Основная черная масса эвтектической смѣси $87\% \text{ Pb} + 13\% \text{ Sb}$ съ мелкими, бѣлыми кристаллами сурьмы и разсѣянныя повсюду въ большомъ количествѣ тоненькія, маленькія розовато-сиреневаго цвѣта соединенія мѣди, при сравнительно равномерномъ распредѣленіи всѣхъ составныхъ частей, сулятъ высокія техническія качества сплава со стороны вязкости, при небольшой твердости. Практика всецѣло оправдываетъ это предположеніе.

Баб. № 3 Д. (Хим. чист.) (фиг. 52 таб. X). Условія остыванія оказали и въ данномъ случаѣ весьма невыгодное вліяніе. Кристаллы соединеній сурьмы стали гораздо больше по своей величинѣ. Выдѣленіе

мѣди въ видѣ розовато-сиреневыхъ вкраплений распространено довольно обильно не только среди бѣлыхъ кристалловъ сурьмы, но и во всей массѣ эвтектической смѣси.

Баб. № 3 Е. (Кр. маст.) (фиг. 53 таб. X). Основной темно-сѣрой массой, какъ и въ предыдущихъ свинцово-сурьмянистыхъ бабитахъ, является эвтектическая смѣсь свинца съ сурьмой. Среди ея разсѣяны бѣлые кристаллы сурьмы, сравнительно небольшой величины. Мѣдныхъ выдѣлений по сравненію съ баб. № 3 Д. значительно больше; всѣ они очень малы и разсѣяны цѣлыми группами, какъ во всей основной массѣ, такъ и среди отдѣльныхъ бѣлыхъ кристалловъ сурьмы. Нѣкоторыя зерна заключаютъ въ себѣ до 20 такихъ кристалликовъ.

Баб. № 3 Т. У. (Кр. маст.) (фиг. 54 таб. X). Данный шлифъ представляетъ собою слѣдующее: кристалловъ сурьмянистыхъ выдѣлений много, по связующей ихъ мягкой массы мало, что характеризуетъ собою большую твердость и малую вязкость данного сплава. Твердость мягкой свинцовой массы сплава увеличилась отъ примѣси къ ней олова.

Баб. № 3 Т. У. (Хим. чист.) (фиг. 55 таб. X). На шлифѣ замѣтны крупныя, длинныя палочки мѣдныхъ соединеній весьма значительныхъ размѣровъ. Кристаллы соединеній сурьмы въ основной мягкой, черной массѣ характеризуютъ собою условія медленнаго охлажденія данного сплава.

Въ заключеніе намъ остается только подчеркнуть то обстоятельство, что медленное охлажденіе способствуетъ росту отдѣльныхъ кристалловъ.

Стоитъ только бѣгло просмотрѣть фотографическіе снимки, чтобы убѣдиться въ справедливости сдѣланнаго заключенія. Всѣ образцы „хим. чистыхъ“ бабитовъ, полученныхъ при медленномъ охлажденіи, имѣютъ кристаллы значительно большей величины, чѣмъ образцы отлитые въ Красноярскихъ мастерскихъ, гдѣ скорость охлажденія была значительно больше.

Такъ, напр., въ двухъ взаимно-перпендикулярныхъ измѣреніяхъ кристаллы:

Баб. № 1 В.	Химич. чист.	$0,15 \times 0,18$	м/м.
„	Мастерск.	$0,09 \times 0,08$	м/м.
Баб. № 2 Т. У.	Химич. чист.	$0,25 \times 0,275$	м/м.
„	Мастерск.	$0,2 \times 0,1$	м/м.

Этимъ закончимъ пока общее рассмотрѣніе бабитовъ съ металлографической точки зрѣнія и переходимъ къ опредѣленію твердости и удѣльнаго вѣса.

Всѣ антифрикціонныя сплавы въ зависимости отъ своего непосредственнаго назначенія должны обладать той или иной степенью твердости. Въ нормальныхъ условіяхъ хорошей бабитъ состоитъ, какъ извѣстно изъ предыдущаго, изъ эвтектической, мягкой массы, въ которой сравнительно равномерно разстѣяны, выдѣлившіеся ранѣе, болѣе твердые кристаллы чистыхъ металловъ и ихъ химическихъ соединеній. Эти твердыя зерна воспринимаютъ нагрузку, приходящуюся на рабочую поверхность подшипника и передаютъ ее (болѣе или менѣе равномерно) всей основной массѣ бабита. Количество и величина этихъ кристалловъ съ одной стороны, внѣшнія условія отливки съ другой оказываютъ большое вліяніе на измѣненіе твердости того или иного сорта бабита. Возьмемъ, напр., двойной сплавъ, соответствующій эвтектической смѣси $87\% \text{Pb} + 13\% \text{Sb}$ (см. фиг. 1), и допустимъ, что твердость его оказывается для насъ слишкомъ низкой. Разсматривая кривую критическихъ точекъ данной пары, мы сразу видимъ необходимость взять для повышенія твердости нѣкоторый избытокъ сурьмы, т. е. повысить ея $\%$ -ное содержаніе и тѣмъ самымъ способствовать выдѣленію болѣе твердыхъ кристалловъ чистой сурьмы

Однако въ этомъ отношеніи надо быть крайне осторожнымъ. Чрезмѣрное увеличеніе $\%$ -го содержанія сурьмы лишаетъ бабитъ одного изъ основныхъ его свойствъ—вязкости и дѣлаетъ его совершенно непригоднымъ для дѣйствительной службы.

Обратимся теперь къ разсмотрѣнію вліянія внѣшнихъ условій охлажденія. Не надо забывать, что кристаллы, появляющіеся въ періодъ остыванія сплава, имѣютъ обыкновенно иной удѣльный вѣсъ, чѣмъ остальная еще жидкая масса, въ виду чего они или поднимаются на поверхность, или же опускаются на дно. Такое явленіе, какъ извѣстно, носитъ названіе „ликваціи“ и проявляется особенно рѣзко при медленномъ остываніи большихъ массъ. Впрочемъ „въ настоящее время, говоритъ Витторфъ („Теорія сплавовъ въ примѣненіи къ металлическимъ системамъ“), можно считать совершенно установленнымъ, что даже при сравнительно малыхъ количествахъ металлическихъ сплавовъ (20—25 gr.) структура слоевъ, прилегающихъ къ стѣнкамъ охлажденія, далеко не та же, что во внутреннихъ областяхъ отливки“. То же самое пришлось наблюдать и во время опытовъ при медленномъ охлажденіи бабита, отливаемого въ лабораторіи въ количествѣ 100 gr. Между тѣмъ ясно, что чѣмъ больше кристалловъ и чѣмъ меньше они, тѣмъ общая масса будетъ однороднѣе и наоборотъ, чѣмъ меньше кристалловъ и чѣмъ больше они, неоднороднѣе.

До сихъ поръ говорилось только объ охлажденіи бабита, однако едва ли не большаго вниманія заслуживаетъ процессъ самой плавки. Не рационально поставленная плавка можетъ разрушить всѣ расчеты, и полученный продуктъ будетъ обладать совершенно иными физическими свойствами.

Всѣ эти обстоятельства крайне затрудняютъ полученіе тѣхъ или иныхъ абсолютныхъ цифръ и заставляютъ обратить серьезное вниманіе на выборъ матеріала для данного испытанія. Такъ, напр., при приготовленіи шлифовъ во время опытовъ старались слѣдовать опытамъ Неускок'а и Neville'я, которые, изучая бронзовые сплавы, вырѣзывали образцы такъ, что сторона ихъ, предназначенная для приготовленія шлифа, была нормальна къ поверхности охлажденія и началась у послѣдней. Къ сожалѣнію, провести это положеніе цѣликомъ не удалось, такъ какъ образцы, заготовленные раньше въ Красноярскихъ гл. мастерскихъ, были присланы въ лабораторію распиленными и въ значительно уменьшенномъ видѣ.

Первыя испытанія твердости были произведены лѣтомъ 1912 года въ Красноярскихъ гл. мастерскихъ Сиб. ж. дор. Затѣмъ испытанія были повторены вновь въ механической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института на машинѣ Амслера. Нагрузка была въ 500 klg. время дѣйствія ея 3 минуты. Полученные результаты представлены въ таблицѣ XIV.

Таблица XIV твердости.

С о р т ъ б а б и т а .	d_1	d_2	d сред.	Поверх- ность.	Тверд.
№ 3 Лейкина	4,30	4,30	4,30	15,2650	32,60
№ 1 Д.	4,63	4,55	4,60	17,6087	28,40
№ 1 В.	4,60	4,80	4,70	18,4286	27,20
№ 1 К.	4,75	4,75	4,75	18,8527	26,50
№ 1 Лейкина	5,10	5,10	5,10	21,9629	22,30
№ 1 Т. У.	5,10	5,20	5,15	22,4357	22,30
№ 3 Т. У.	5,25	5,25	5,25	23,3939	21,50
№ 2 Лейкина	5,55	5,65	5,60	26,9392	18,60
№ 3 Е.	5,60	5,60	5,60	26,9392	18,60
№ 2 Т. У.	5,95	5,95	5,95	30,8316	16,20
№ 3 Д.	6,15	6,05	6,10	32,6018	15,30
№ 3 К.	6,45	6,35	6,40	36,3828	13,80

Разсмотрѣніе настоящей таблицы позволяетъ сдѣлать слѣдующіе выводы:

А. Твердость растетъ по мѣрѣ увеличенія $\%$ -го содержанія сурьмы почти внѣ зависимости отъ взаимнаго соотношенія вѣсовыхъ количествъ остальныхъ компонентовъ (по крайней мѣрѣ въ предѣлахъ вышеприведенныхъ опытовъ).

В. При одномъ и томъ же $\%$ -номъ содержаніи сурьмы замѣна олова свинцомъ вызываетъ нѣкоторое повышеніе твердости.

Таб. № 1 Т. У.—Sn—60 $\%$; Pb—21 $\%$; тверд. 22,3.

„ № 1 К. —Sn—20 $\%$; Pb—60 $\%$; „ 26,5.

С. Чистый свинцово-сурьмянистый бабитъ является наиболее мягкимъ изъ изслѣдованныхъ бабитовъ.

Присадка къ нему мѣди въ предѣлахъ 3—4 $\%$ увеличиваетъ твердость.

Въ первой части вышеприведенной работы была сдѣлана попытка указать ту выгоду, которую даетъ замѣна оловянныхъ бабитовъ—свинцовыми, принимая во вниманіе и вліяніе удѣльнаго вѣса. Для упрощенія при вычисленіи удѣльнаго вѣса было допущено, что всѣ металлы M_1, M_2, M_3 и т. д., входящіе въ составъ даннаго бабита, не соединяются химически и не образуютъ однородныхъ растворовъ. Такое допущеніе, конечно, не вѣрно, и полученные данныя могутъ быть признаны лишь какъ первое приближеніе. Дѣло въ томъ, что лишь только металлы начинаютъ растворяться другъ въ другѣ или какъ только начинаютъ выдѣляться кристаллы какого-либо химическаго соединенія, прямолинейная зависимость для удѣльнаго вѣса переходитъ въ криволинейную. Въ металлографической лабораторіи практическое опредѣленіе удѣльнаго вѣса было произведено путемъ двойного взвѣшиванія большихъ и, во избѣжаніе прилипанія пузырьковъ воздуха, гладкихъ массъ бабита. Не будемъ останавливаться на самой постановкѣ опыта, считая его слишкомъ простымъ и общеизвѣстнымъ, а приведемъ лишь окончательные результаты. Бабиты распределены по мѣрѣ возрастанія ихъ твердости *).

Значенія удѣльнаго вѣса даны при температурѣ воды 20° С и атмосферномъ давленіи $p=770^m/m$. Кроме этого была сдѣлана попытка опредѣленія удѣльнаго вѣса взвѣшиваніемъ опилокъ бабита въ спиртѣ. Однако летучесть спирта съ одной стороны, и большое количество воздуха, увлекаемаго опилками, съ другой, крайне затрудняютъ какъ производство самыхъ опытовъ, такъ и полученіе заслуживающихъ довѣрія результатовъ.

*) Таблицу XV удѣльнаго вѣса см. на 67 стр.

Таблица № XV удѣльнаго вѣса.

С о р т ь б а б и т а .	Образцы изъ мастерскихъ.			Образцы „химическ. чист.“		
	g_1	g_2	$f = \frac{g_1}{g_2}$	g_1	g_2	$f = \frac{g_1}{g_2}$
№ 1 Лейкива	454,350	60,000	7,570	—	—	—
№ 1 Тех. Усл.	590,155	76,310	7,734	50,600	6,350	7,990
№ 2 Лейкина	832,200	100,150	8,310	—	—	—
№ 3 Т. Усл.	694,600	82,600	8,410	66,130	8,010	8,258
№ 2 Т. Усл.	706,500	83,770	8,434	52,330	5,950	8,795
№ 3 Лейкива	1130,001	131,200	8,613	—	—	—
№ 1 Д.	631,300	72,600	8,696	—	—	—
№ 1 В.	1051,000	110,880	9,070	31,310	3,330	9,402
№ 1 К.	1308,850	140,880	9,290	49,350	5,470	9,000
№ 3 Е.	716,870	71,520	10,023	—	—	—
№ 3 К.	760,980	75,700	10,051	61,550	6,120	10,057
№ 3 Д.	1039,640	102,100	10,182	63,270	6,240	10,140

Вообще же нужно замѣтить, что удѣльный вѣсъ для всякаго сплава есть величина относительная и можетъ измѣняться въ зависимости отъ 1) удѣльнаго вѣса составныхъ частей и 2) отъ условий самой отливки, т. е. отъ большаго или меньшаго выгорания того или иного металла. Изъ вышеприведенной таблицы можно сдѣлать только одно заключеніе, что свинцовые бабиты имѣютъ значительно большій удѣльный вѣсъ, чѣмъ оловянные.

Въ заключеніе общихъ разсужденій о бабитахъ считаемъ не лишнимъ привести въ высшей степени интересные опыты директора Коломенскаго завода г. Мануйлова, который сообщилъ о нихъ г. Валуеву слѣдующее:

„Мною, говоритъ онъ, изслѣдовалось очень большое количество сортовъ, но только два сорта бабита, наиболѣе часто употребляемые въ заводахъ, представляютъ дѣйствительный интересъ, а именно, наиболѣе дорогой оловянный бабитъ, состоящій изъ 11,11% Sb, 5,55% Cu, 83,34% Sn, и свинцовый, наиболѣе дешевый, состоящій изъ 85% Pb и 15% Sb. Оба сорта испытывались при разныхъ нагрузкахъ и разныхъ скоростяхъ. Давленіе производилось при помощи рычаговъ съ

грузами разнаго вѣса, надавливающими подшипникъ къ вращающемуся на роликахъ валу діаметромъ 4". Изъ массы полученныхъ цифръ оказалось, что при нормальной работѣ оба сорта не даютъ никакихъ разницъ. Оловянный бабитъ допустилъ нагрузку въ 114 klg. на кв. см. при скорости 3,5 mtr., при чемъ температура подшипника была 85—88°, —тоже и свинцовый. При повышеніи давленія температура повышалась; при 130° С нагрузка достигла 133 klg. на см.². Свинцовый бабитъ при той же скорости 3,5 mtr. и нагрузкѣ 133 klg. держалъ температуру до 120° С. Начало затягиванія канавокъ въ томъ и другомъ сплавѣ наступаетъ вскорѣ послѣ повышенія температуры выше 135—140° С. Получается поразительный результатъ, а именно, самый дорогой и самый дешевый бабитъ даютъ почти одинаковый результатъ, который по температурѣ скорѣе въ пользу свинцоваго сплава этого состава. Одно недоразумѣніе, вызванное цѣнностью металловъ, заставляетъ наилучшій сплавъ искать среди оловянныхъ бабитовъ. Психологическая черта людей, заставляющая дорогое считать хорошимъ, оказалась неподходящей и къ металлическимъ сплавамъ. Природа не знаетъ человѣческой оцѣнки и судить по своему".

Полученный опытный матеріалъ съ одной стороны и лабораторныя изслѣдованія съ другой позволяютъ сдѣлать слѣдующіе практическіе выводы:

I. Переходъ отъ оловянныхъ бабитовъ къ свинцовымъ вполне возможенъ и является насущной потребностью всякаго заводскаго предприятия.

II. Бабитъ № 1 К съ 60% Pb не уступаетъ по своимъ техническимъ свойствамъ оловянному бабиту съ тѣмъ же %-нымъ содержаніемъ олова (60% Sn).

III. Свинцово-сурьмянистый бабитъ можетъ замѣнить собой №№ 2 и 3 Техн. Услов. Сиб. ж. дор.

IV. Есть основанія думать о возможности дальнѣйшаго пониженія процентнаго содержанія олова, что требуетъ, конечно, производства дальнѣйшихъ испытаній въ этой области.

Въ заключеніе статьи о бабитахъ необходимо сказать нѣсколько словъ объ изготовленіи бабитовъ. Изъ предыдущаго нетрудно замѣтить, что бабиты въ жидкомъ состояніи весьма сильно подвержены ликвиціи, а отсюда непосредственно слѣдуетъ, что при изготовленіи бабитовъ обычнымъ способомъ (плавленіемъ) не слѣдуетъ ихъ сильно перегрѣвать, необходимо въ жидкомъ состояніи тщательно перемѣшивать и при изготовленіи чушекъ необходимо отливать послѣднія въ металлическія изложницы. Не вдаваясь въ подробности изготовленія баби-

товъ плавленіемъ, необходимо отмѣтить, хотя кратко, тѣ попытки, которыя были сдѣланы за послѣднее время, по изготовленію бабитовъ прессованіемъ. Небольшіе опыты въ послѣднемъ направленіи были сдѣланы и въ металлографической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института.

Вопросъ о полученіи сплавовъ холоднымъ способомъ, т. е. путемъ сдавливанія порошкообразной смѣси въ толстостѣнномъ сосудѣ, принадлежитъ къ числу новыхъ и мало изслѣдованныхъ въ технической литературѣ.

Впервые онъ былъ затронутъ Спрингомъ (1878—1882 г.). Этотъ изслѣдователь производилъ опыты при очень большомъ давленіи: такъ, напр., сплавъ Вуда (8 ч. Pb, 4 ч. Sn, 15 ч. Bi, 3 ч. Cd) онъ получилъ при сдавливаніи въ 50 тн/см.^2 Спрессованный сплавъ ничѣмъ не отличался отъ сплава, приготовленнаго обычнымъ способомъ, имѣлъ тотъ же удѣльный вѣсъ, цвѣтъ, твердость и плавился при 700°C .

При опытахъ Спрингъ замѣтилъ, что съ повышеніемъ температуры плавленія сдавливаемыхъ металловъ повышается необходимое давленіе. Для полученія, напр., латуни давленіе должно быть несравненно выше 50 тн/см.^2 , и однородный сплавъ получается лишь послѣ 5—6 кратнаго прессованія, обращая каждый разъ смѣшиваемые металлы въ порошокъ и тщательно ихъ перемѣшивая; сдавливаемый сплавъ немного темнѣе обычнымъ путемъ полученнаго.

За отсутствіемъ литературныхъ данныхъ нельзя сказать, велись ли какія либо изслѣдованія по этому вопросу послѣ работъ Спринга. Лишь за послѣднее время интересъ къ прессованнымъ сплавамъ возросъ, и, какъ увидимъ, появились попытки примѣнить ихъ въ техникѣ.

Въ „Metallurgie“ (1910 г., 430) описаны опыты R. Friedrich'a. Послѣдній бралъ сплавъ въ тѣстообразномъ состояніи въ періодѣ остыванія, когда вслѣдствіе выдѣленія компонентовъ онъ становится пластичнымъ, прибавлялъ къ нему какой либо трудноплавкій металлъ, перемѣшивалъ, сдавливалъ и охлаждалъ. Получалась механическая смѣсь. Къ сплаву изъ 90% Sn и 10% Sn онъ прибавлялъ стекло, къ сплаву изъ 98% Pb и 2% Sb при температурѣ около 250° желѣзные опилки. Прибавляемый металлъ, съ цѣлью избѣжать охлажденія смѣси, нагрѣвался предварительно до той же т-ры, что и смѣсь. Полученные сплавы нельзя сравнивать со сплавленными въ отношеніи твердости, ковкости, тепло—и электропроводности, т. к. они не однородны. Однако, прибавляя кварцъ, корундъ, корборундъ, можно добиться большой твердости, прибавляя окислы металловъ можно понижать тепло—и электропроводность.

Въ томъ же журналѣ (1910 г. 553) есть описаніе опытовъ W. Guertler'a. Послѣдній пытался получить дешевый подшипниковый металл; мягкимъ матеріаломъ для сплава служилъ чистый Pb или съ примѣсью Sb, Zn, Sn, твердымъ же, взаменъ довольно дорогихъ Sn или Zn, желѣзо или чугунъ. Сплавъ Pb Fe онъ получилъ, нагревая порошкообразную смѣсь до 250—300⁰ (до достиженія пластичности свинца) и прессуя ее. Получилась твердая и компактная масса, вполне пригодная для подшипниковъ. Авторъ находитъ свой методъ пресования лучше вышеописаннаго способа R. Friedrich'a, т. к. можно добиться болѣе тѣснаго смѣшенія составныхъ частей сплава. Въ противоположность Friedrich'у Guertler считаетъ полученныя смѣси за дѣйствительныя сплавы лишь менѣе однородныя.

Наконецъ изслѣдовалъ этотъ вопросъ Masing. Онъ рѣшилъ проверить Спринга, т. к. въ періодъ производства опытовъ этимъ послѣднимъ (1878—1882) строеніе сплавовъ было изучено мало, и выводы Спринга объ идентичности сплавовъ, спрессованныхъ и полученныхъ обычнымъ путемъ, вызывали сомнѣнія.

На основаніи общихъ законовъ физико-химіи Masing предположилъ, что въ системахъ, выдѣляющихъ при застываніи чистые компоненты, сплавленные и сдавленные продукты существенно не будутъ отличаться; если же оба компонента бинарной системы (Masing изслѣдовалъ именно эту систему) могутъ образовать соединеніе или смѣшанные кристаллы, то сомнительно, чтобы продукты спрессованные и сплавленные получились одинаковыя, т. к. давленіе не ускоряетъ химической реакціи. Опыты съ бинарными системами вполне подтвердили это предположеніе. Masing сдавливалъ порошкообразную смѣсь въ цилиндрикѣ ($d = 14^m/m$) пестикомъ и доводилъ давленіе до 5000 atm., т. е. до 50 klg. на m^2 . Большихъ давленій онъ не получалъ, т. к. пестикъ деформировался. При помощи термоэлемента онъ получалъ кривыя нагреванія и охлажденія.

Какъ оказалось, металлы, не дающіе при сплавленіи ни соединеній, ни прочныхъ растворовъ, не вступаютъ въ реакцію и подъ давленіемъ.

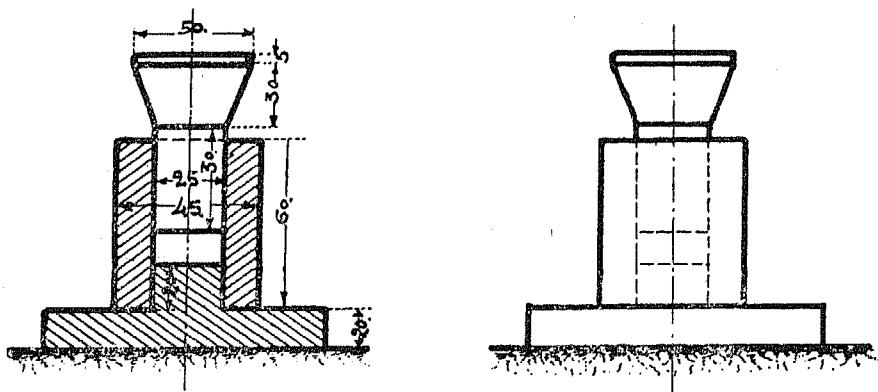
Когда оба компонента способны образовать соединенія, но не образуютъ смѣшанныхъ кристалловъ въ значительной концентраціи, то и подъ давленіемъ образуется нѣкоторое количество соединенія. Вслѣдствіе невысокаго давленія шлифы Masing получилъ неудовлетворительныя и образованіе соединенія онъ доказалъ лишь по кривой нагреванія, а именно: 1) остановкою термометра при кристаллизаціи обѣихъ эвтектическихъ смѣсей, образуемыхъ соединеніемъ и двумя компонентами, и 2) крупными подъемами въ кривой паденія температуръ, отвѣчающихъ частичному сплавленію компонентовъ.

Если оба металла даютъ смѣшанные кристаллы, то и при сдавливании нѣкоторое количество ихъ также получается. Наконецъ, металлы, дающіе смѣшанные кристаллы и соединенія, даютъ эти продукты и подъ давленіемъ. При нагрѣвѣ сдавленного продукта происходитъ диффузія, и строеніе его становится болѣе однороднымъ ²²⁾.

Какъ видимъ, по вопросу объ идентичности спрессованныхъ и обычнымъ путемъ полученныхъ сплавовъ вполне утвердительно высказался лишь Спрингъ. Остальные изслѣдователи или отрицаютъ ее (R. Friedrich), или же признаютъ частично, какъ, напр., Guertler, Masing. Но Спрингъ употреблялъ колоссальныя давленія, minimum 500 klg. m/m^2 , въ нѣкоторыхъ же случаяхъ значительно большія. Въ нашемъ распоряженіи, къ сожалѣнію, нѣтъ подробнаго отчета о его работахъ, краткія же замѣтки въ курсахъ не даютъ описанія самыхъ опытовъ, вслѣдствіе чего остается загадкою вопросъ, какъ матеріалъ его приборовъ могъ выдержать такія громадныя напряженія.

Приборъ, сконструированный для опытовъ (вполнѣ сходный съ приборомъ Мазинга) и сдѣланный въ мастерскихъ Института изъ стали Белера, безусловно выдержать ихъ не могъ. Кромѣ того для работъ былъ предоставленъ только прессъ Амслера механической лабораторіи Института, дающій наибольшую нагрузку въ 60 tn.; во избѣжаніи порчи машины лабораторія рекомендуетъ не доводить нагрузку до maximum'a. Нагрузку производили до 55 tn. Чтобы получить на этомъ прессѣ давленіе въ 50 tn. на cm^2 , пришлось бы сдѣлать діаметръ цилиндрика $\infty 35 \text{m}/\text{m}^2$. Отсюда ясно, что пришлось прослѣдить вліяніе на порошкообразную смѣсь небольшихъ сравнительно давленій.

Первоначальный приборъ для производства опытовъ былъ сконструированъ въ такомъ видѣ (фиг. 56). Діаметръ цилиндрика, а значить



Фиг. 56.

²²⁾ Описаніе работъ Friedrich'a, Guertler'a и Masing'a помѣщены въ разныхъ книжкахъ „Извѣстій Русскаго Металлургическаго О-ва“ за 1910 г.

и пестика, $= 25^m/m$. Предполагая наибольшую нагрузку въ 55 tn., получимъ напряженіе на сжатіе пуансона

$$Kg = \frac{55000}{490} = 112 \text{ klgr. } m/m^2.$$

Приборъ былъ сдѣланъ изъ стали; незакаленный сначала пестикъ деформировался и послѣ работы вынимался съ трудомъ, вслѣдствіе чего пестикъ пришлось закалить и отшлифовать.

Необходимые металлы въ кускѣ истирались слесарной пилой и сдѣлывались черезъ сито; крупность зеренъ была $0,3^m/m$; волокна тонкія, но длинныя, попавшія черезъ сито, удалялись. Количество смѣси приготавливалось по емкости цилиндрика (60 – 65 gr.). Порошкообразная смѣсь тщательно перемѣшивалась, насыпалась въ приборъ и сдвливалась подъ прессомъ. Давленія получали съ промежутками въ 5—10 tn. отъ 30 до 55 tn. При окончаніи прессованія нагрузку выдерживали, и смѣсь оставалась подъ давленіемъ 5—10 мин. Такимъ образомъ приготовленный сплавъ распиливался пополамъ: одна половина шла на изготовленіе шлифа, другая истиралась снова пилой и сдвливалась вторично. Для этого повторнаго прессованія пришлось сдѣлать другой приборъ, ибо емкость прежняго была велика. Новый приборъ былъ копіей перваго; діам. его $= 15^m/m$. Наибольшая нагрузка была взята въ 30 tn. Напряженіе на сжатіе пестика было

$$Kg. = \frac{30000}{177} = 170 \text{ klgr. } m/m^2.$$

Первый цилиндрикъ деформировался при нагрузкѣ въ 28 tn. Пришлось изготовить новый и его закалить.

Полученные сплавы распиливались пополамъ: одна часть шла на изготовленіе шлифа, другая на опыты по опредѣленію температуры плавленія прессованныхъ сплавовъ.

Въ результатъ опытовъ получили давленіемъ только мягкіе сплавы-бабиты слѣдующаго состава.

Группа 1:	Свинецъ	77,25 ⁰ / ₀ .	} Бабиты Русско-Балтійскаго завода въ Ригѣ.
	Сурьма	14 ⁰ / ₀ .	
	Олово	8,75 ⁰ / ₀ .	

Образецъ № 1, давленіе 15 tn. — 34 kg. на m/m^2 .

"	"	2,	"	20	"	45	"	"	"	Фиг. 57, таб. X.
"	"	3,	"	30	"	61	"	"	"	
"	"	5,	"	39	"	80	"	"	"	
"	"	1 ¹ / ₂ ,	"	28	"	159	"	"	"	
"	"		"		"		"	"	"	

Образецъ № 1, давленіе 15 тп.—34 kg на м^2 .

"	"	$2/2$,	"	15	"	85	"	"	"
"	"	$3/2$,	"	20	"	114	"	"	"
"	"	$5/2$,	"	25	"	142	"	"	Фиг. 58, таб. XI.
"	"	4,	"	30	"	170	"	"	Фиг. 59, таб. XI.

Группа 2. Олова 90% }
 Сурьмы 8% } Британскій металлъ.
 Мѣди 2% }

Образецъ № 6. 25 тп.—56 kg. м^2 ,

"	"	7.	30	"	61	"	"
"	"	8.	35	"	79	"	Фиг. 60, таб. XI.
"	"	$6/2$.	15	"	85	"	"
"	"	$7/2$.	20	"	114	"	Фиг. 61, таб. XI.
"	"	$8/2$.	25	"	142	"	"
"	"	9.	30	"	170	"	"

Образецъ сплавленъ въ печи (фиг. 62, таб. XI).

Группа 3. Свинець 60% }
 Олово 20% } Сплавъ для подшипниковъ же-
 Сурьма 20% } лѣзнодорожныхъ вагоновъ.

Образецъ № 10, давленіе 30 тп 61 kg. м^2 .

"	"	11,	"	35	"	79	"	"
"	"	12,	"	40	"	81,6	"	Фиг. 63, таб. XI.
"	"	$10/2$,	"	15	"	85	"	"
"	"	$11/2$,	"	20	"	114	"	Фиг. 64, таб. XII.
"	"	$12/2$,	"	25	"	142	"	"
"	"	13,	"	30	"	170	"	"

Образецъ сплавленъ въ печи. (фиг. 65, таб. XII).

Группа IV. Свинець 84% }
 Сурьма 16% } Сплавъ для подшипниковъ медленно
 вращающихся валовъ.

Образецъ № 14, давл. 30 тп.—61 kg. м^2 ,

"	"	15,	"	35	"	79	"	"
"	"	16,	"	45	"	92	"	Фиг. 66, таб. XII.
"	"	$14/2$,	"	15	"	85	"	"
"	"	$15/2$,	"	20	"	114	"	Фиг. 67, таб. XII.
"	"	$16/2$,	"	25	"	142	"	"
"	"	17,	"	30	"	170	"	Фиг. 68, таб. XII.

Образец сплавленный въ печи.—Фиг. 69, таб. XII.

Группа V. Свинець	78 ⁰ / ₀	} Сплавъ „Магнолія“.
Олово	16 ⁰ / ₀	
Сурьма	6 ⁰ / ₀	

Образецъ № 18, давл.	40 tn.	81,6 kg.	m/m ² .
„ „ 19, „	45 „	92 „	„ „
„ „ 20, „	55 „	112 „	„ „
„ „ 18 ¹ / ₂ , „	15 „	85 „	„ „
„ „ 19 ¹ / ₂ , „	20 „	114 „	„ „
„ „ 20 ¹ / ₂ , „	25 „	142 „	„ „

Группа VI. Цинкъ	69 ⁰ / ₀	} Сплавъ для вкладышей „Бабитъ“.
Олово	19 ¹ / ₀	
Мѣдь	4 ⁰ / ₀	
Сурьма	3 ⁰ / ₀	
Свинець	5 ⁰ / ₀	

Образецъ № 21, давл.	30 tn.	61 kg.	m/m ² .
„ „ 22, „	50 „	102 „	„ „
„ „ 21 ¹ / ₂ , „	20 „	114 „	„ „
„ „ 22 ¹ / ₂ , „	25 „	142 „	„ „

Образцы съ индексомъ $\frac{1}{2}$ явились результатомъ повторнаго прес-сованія, для чего ранѣе спрессованный матеріалъ отъ образца, номеръ котораго указанъ числителемъ, снова распиливался, сѣялся черезъ сито и снова прессовался. Больше двухъ повторныхъ прес-сованій провести не удалось, вслѣдствіе незначительной емкости взятой формы для прес-сованія, увеличеніе же емкости формы не допускалось раз-мѣрами употребляемаго прес-са. Отъ всѣхъ образцовъ были изгото-влены шлифы и сфотографированы, но ниже въ текстѣ (ради эконо-міи) приведено только нѣсколько фотографій. Фиг. 57, 58 и 62 сняты при увеличеніи 300:1, а остальные при 140:1.

Прессованные образцы бабита группы I представляютъ на шлифахъ ясную картину механической смѣси (см. фиг. 57 таб. X, 58 и 59 таб. XI) и только при послѣднихъ стадіяхъ прес-сованія на полѣ шлифа есть небольшіе признаки выдѣленія кристаллическихъ формъ соедине-ній сурьмы.

Подобная же картина механической смѣси замѣтна и на прес-сован-ныхъ образцахъ британскаго металла (см. фиг. 60 и 61 таб. XI), и отчетливая ясность указанной картины особенно рельефно выступаетъ при сравненіи двухъ вышеуказанныхъ фотографій съ фиг. 62, таб. XI,

дающей общую картину структурнаго строения того же британскаго металла, но изготовленнаго плавленіемъ. Вполнѣ отчетливая картина механической смѣси составляющихъ компоненто́въ была обнаружена и для бабитовъ III группы (см. фиг. 63 таб. XI и 64 таб. XII), которые въ твердомъ состояніи послѣ плавленія (см. фиг. 65 таб. XII) имѣютъ структуру замѣтно отличную отъ двухъ вышеприведенныхъ (фиг. 63 и 64). Общая картина механической смѣси была обнаружена во всѣхъ прессованныхъ образцахъ остальныхъ группъ мягкихъ сплавовъ и даже свинцово—сурьмянистый бабитъ, строеніе котораго въ обычномъ видѣ представлено фиг. 69, таб. XII, въ прессованныхъ образцахъ представляетъ яркую картину механической смѣси (см. фиг. 66, 67 и 68 таб. XII).

Въ заключеніе разсмотрѣнія общей картины структурнаго строения прессованныхъ сплавовъ необходимо добавить, что шлифы образцовъ послѣ повторнаго прессованія имѣли большую однородность въ строеніи и мѣстами обнаруживали признаки выдѣленія кристалловъ. Для сравненія въ однородности сплавовъ, обычнымъ способомъ полученныхъ плавленіемъ, съ сплавами, полученными прессованіемъ, были проведены небольшія опыты по сравненію температуры плавленія сплава.

Для чего брался небольшой цилиндръ каждаго сплава, помѣщался на вѣсу въ тигелькѣ криптолевой печи, но при этомъ пробный цилиндрикъ сплава вмѣстѣ съ мѣдными проволоками, на которыхъ онъ былъ подвѣшенъ въ тигелькѣ, соединялись въ общую цѣпь съ электрическимъ звонкомъ. Въ моментъ расплавленія цилиндрика изъ наблюдаемаго сплава сѣтъ размыкалась, вслѣдствіе чего звонокъ прекращалъ издавать звуки. Въ тигелькѣ печи вмѣстѣ съ пробнымъ цилиндрикомъ помѣщался пирометръ, который такимъ образомъ давалъ показанія температуры во всякій моментъ опыта. Въ результатѣ послѣднихъ опытовъ было обнаружено слѣдующее: сплавленный бабитъ группы I имѣлъ температуру плавленія при 252°C , при чемъ температура плавленія его составляющихъ элементовъ такова: 232°C для олова, 316° для свинца и $630,5^{\circ}$ для сурьмы. Цилиндрикъ изъ прессованнаго образца $\frac{5}{2}$ того же бабита, помѣщенный въ цѣпь электрическаго звонка въ условія для вышеприведеннаго опыта, обнаружилъ признаки плавленія при 237°C , ибо при этой температурѣ звонокъ началъ звонить слабо и совсѣмъ прекратился при 275°C . Температура 237°C весьма близка къ ранѣе указанной температурѣ плавленія олова, а отсюда слѣдуетъ предположить, что при 237°C изъ прессованнаго наблюдаемаго цилиндрика выплавилось олово, но остался скелетъ изъ прессованныхъ свинца и сурьмы; оставшійся

скелетъ въ цилиндрикѣ весьма плохо проводилъ токъ, вслѣдствіе чего звонокъ очень слабо работалъ, а затѣмъ подѣ дѣйствіемъ высокой температуры скелетъ окислился и распался при 275° С, разорвавъ такимъ образомъ общую сѣть звонка. Остатки окислившагося цилиндрика были обнаружены на днѣ тигелька.

Нагрѣваніе цилиндриковъ изъ прессованныхъ образцовъ въ условіяхъ вполнѣ одинаковыхъ съ вышеизложеннымъ опытомъ были продѣланы для образцовъ остальныхъ группъ сплавовъ, испытанныхъ на прессованіе. Общіе результаты полученныхъ наблюденій вполнѣ напоминаютъ ранѣе описанную картину опыта для бабита группы I. Наблюдались только небольшія отклоненія въ температурѣ начала плавленія пробнаго цилиндрика.

Такимъ образомъ, послѣдніе опыты съ несомнѣнностью доказываютъ, что прессованные сплавы сильно разнятся отъ тѣхъ же сплавовъ, полученныхъ плавленіемъ, и представляютъ собою механическую смѣсь изъ составляющихъ ихъ компонентовъ, которые при нагрѣваніи прессованнаго образца плавятся независимо другъ отъ друга, начиная съ наиболѣе легкоплавнаго. Далѣе при послѣднихъ опытахъ съ прессованными цилиндриками одной группы сплава не было обнаружено общей температуры плавленія, что указываетъ на полное отсутствіе эвтектики у такихъ сплавовъ. Но ранѣе указанная общая картина структурныхъ измѣненій въ послѣдовательно прессованныхъ сплавахъ одного и того же состава съ несомнѣнностью обнаруживаетъ увеличеніе однородности прессованнаго сплава съ увеличеніемъ давленія, при чемъ однородность сплава возрастаетъ при употребленіи въ качествѣ матеріала для прессованія раздробленнаго образца того же сплава, изготовленнаго подѣ прессомъ.

Такимъ образомъ, резюмируя общіе выводы 'небольшихъ послѣднихъ опытовъ по изготовленію сплавовъ (бабитовъ) прессованіемъ, необходимо замѣтить, что возможно полученіе путемъ прессованія бабитовъ, довольно близко подходящихъ по своимъ свойствамъ къ бабитамъ, полученнымъ обычнымъ способомъ плавленія; для этого необходимо значительно увеличить давленіе прессованія, а затѣмъ производить многократныя прессованія съ предварительнымъ тщательнымъ дробленіемъ матеріала отъ предыдущаго опыта.

Томскъ,

28-го іюля 1913 г.

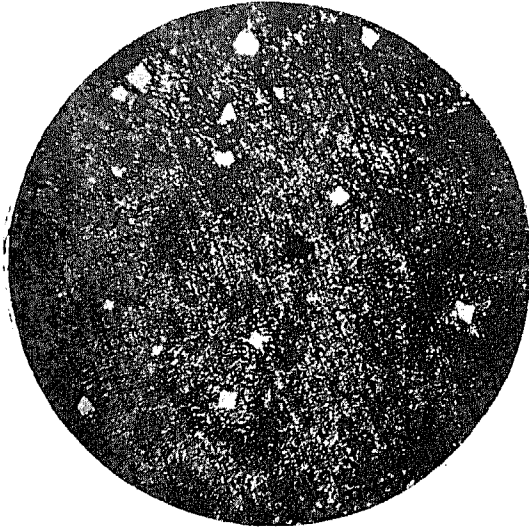
ЗАМѢЧЕННЫЯ ОПЕЧАТКИ.

Редакция просить при чтеніи статьи имѣть въ виду прилагаемый списокъ погрѣшностей, которыя по недоразумѣнію при печатаніи были пропущены въ началѣ статьи въ особенно большомъ числѣ.

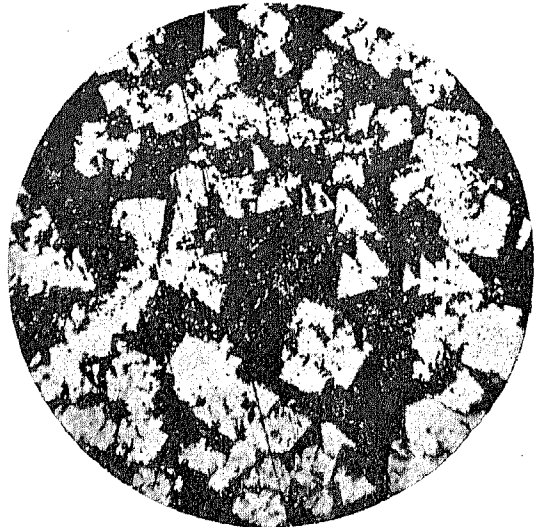
Стран.	Строка.	Напечатано.	Должно быть.	
1	2	сверху	иностроительный	ностроительный
—	9	»	охлаж-	охлажде-
—	10	»	деніи	ніи
2	15	»	абсцисъ	абсциссѣ
3	18	»	Gouterman'a	Goutermann'a
—	20	»	затвердыванія	затвердѣванія
4	12	»	одѣланныхъ	сдѣланныхъ
—	14	»	Gontermann'a	Goutermann'a
—	12	снизу	док-	до-
—	11	»	лада	клада
—	—	»	Guertler	Guertler
—	1	»	условно обез-	условное обо-
5	1	сверху	печено	значение
—	3	»	нашолъ	нашелъ
—	16	снизу	турьма	сурьма
—	15	»	послѣдо-	послѣдо-
—	9	»	наб-	на-
—	8	»	людалъ	блюдалъ
6	4	сверху	діаг-	діа-
—	5	»	раммъ	граммъ.
7	7	»	погруженныя	погруженные
—	12	»	приз-	при-
—	13	»	наются	знаются
8	5	»	по даннымъ Mönken- meyer'a и Arnemann'e'a	, по даннымъ Mönkenmey- er'a и Arnemann'a,
—	8	»	Arnemann'u'a	Arnemann'a
—	10	»	дос-	достиг-
—	11	»	тигнетъ	нетъ
—	16	снизу	соосвѣтствующей	соотвѣтствующей
—	4	»	процен-	процент-
—	3	»	тное	ное
9	12	сверху	пинка	ципка

Стран.	Строка	Напечатано.	Должно быть.
11	9	„ Криста-	Кристал-
12	7	снизу Арнеманн'а	Arne mann'а
13	5	„ зат-	затвер-
14	4	„ вердѣванія	дѣванія
—	20	„ ного	наго
—	15	„ этой	это
—	11	„ нез-	незна-
—	10	„ начительная	чительная
—	6	„ кристалличес-	кристалличе-
—	5	„ кихъ	скихъ
15	6	„ оп-	опре-
—	5	„ редѣлены	дѣлены
16	22	сверху коэффиціента	коэффициента
—	8	снизу наблюденія	наблюденіе
17	6	сверху ос-	осталь-
—	7	„ тальныхъ	ныхъ
—	10	„ иначе говоря	иначе говоря,
—	18	„ Балуевымъ	Балуевымъ
19	Табл. IV	цѣна по объему	цѣна по объему
20	1	сверху замѣтить	замѣтить
—	таб. V	1 снизу Азіаттка	Азіатская
21	4	„ изобразенные	изображенные
22	2	сверху зат-	за-
—	3	„ вердѣванія	твердѣванія
—	2	снизу затвердѣваній	затвердѣваніи
23	6	сверху упрощенія, предположить	упрощенія предположить
—	21	снизу свинець пока	свинець, пока
24	3	сверху приб-	при-
—	4	„ лизится	близится
—	6	„ (Sn α) пока	(Sn α), пока
—	12	„ затвердѣванія	затвердѣваніе
26	8	снизу Gesellschaft	Gesellschaft
27	14	„ и чтобы	и, чтобы
28	3	сверху плавности	плавкости
—	16	снизу conts.	const.
29	5	сверху сплав въ	сплавовъ
—	22	снизу застѣванія	застыванія
30	19	сверху сдинца	свинца
—	13	снизу сурьма	сурьма

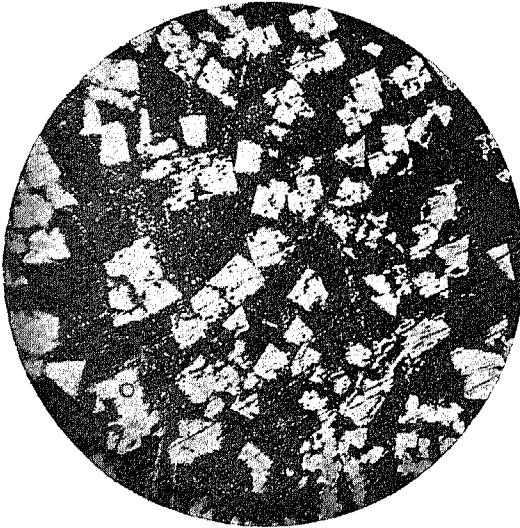
Стран.	Строка	Напечатано.	Должно быть.
30	10	„ сурьма	сурьма
31	14	„ Sn Sb,	Sn Sb
33	15	„ Gesellschaft	Gesellschaft
36	4	„ три	три
—	1	снизу температуръ	температуръ
37	15	сверху температуръ	температуръ
—	„	„ (см. фиг. 9-а табл. II)	(см. фиг. 9-а табл. III)
38	21	снизу продолговзтыя	продолговатыя
—	10	„ илѣтся	имѣтся
—	7	„ и-та	И-та
40	5	сверху ихъ	ихъ
43	7	снизу паровозовъ	паровозовъ:
47	14	сверху растутъ	растутъ
—	22	„ цементирующей	цементирующей
—	25	„ сурьма	сурьмы
48	10	„ длиннихъ	длинныхъ
51	1	снизу поверхностей.	поверхностей
52	16	„ тѣла,	тѣла
61	9	сверху каркасомъ	каркасомъ
63	14	„ по	но
69	9	снизу Си	Си
71	20	сверху избѣжаніи	избѣжаніе
75	19	„ небольшія	небольшіе
76	18	„ легкоплавнаго	легкоплавкаго



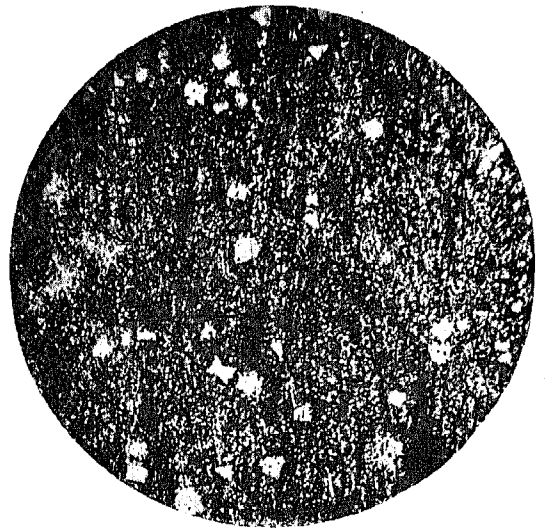
Фиг. 7. 100 : 1.



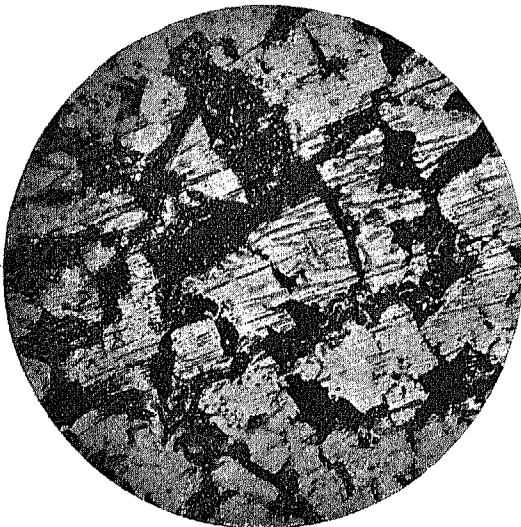
Фиг. 7-а. 100 : 1.



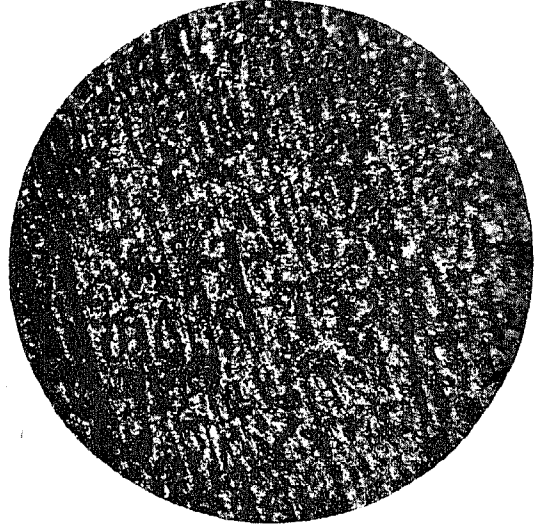
Фиг. 7-в. 100 : 1.



Фиг. 7-с. 100 : 1.



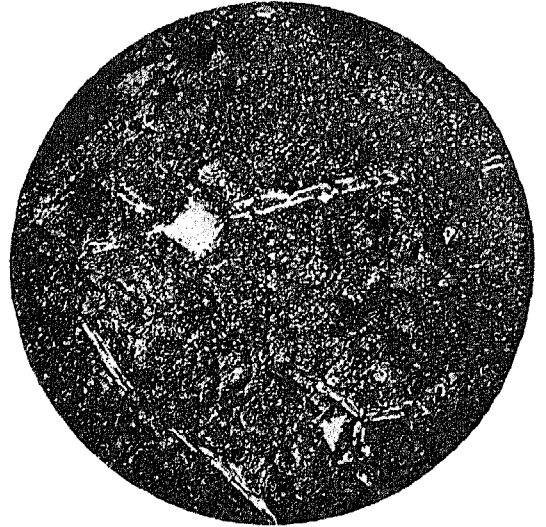
Фиг. 7-d. 100 : 1.



Фиг. 7-е. 100 : 1.



Фиг. 8-а. 100 : 1.



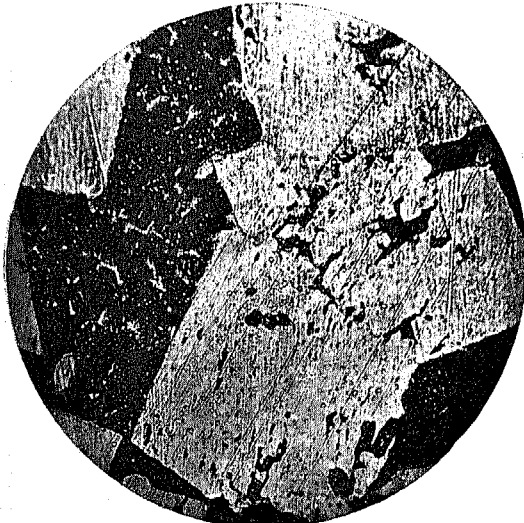
Фиг. 8-б. 100 : 1.



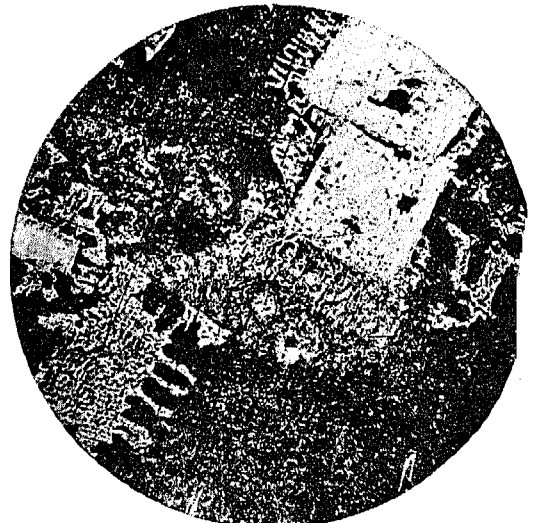
Фиг. 8-с. 100 : 1.



Фиг. 8-д. 100 : 1.



Фиг. 8-е. 100 : 1.



Фиг. 9. 100 : 1.



Фиг. 9-а. 100 : 1.



Фиг. 9-б. 100 : 1.



Фиг. 9-с. 100 : 1.



Фиг. 10. 100 : 1.



Фиг. 11. 100 : 1.



Фиг. 12. 100 : 1.



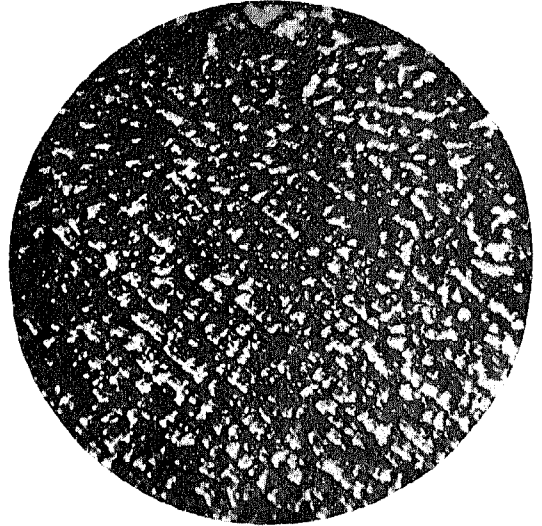
Фиг. 13. 100 : 1.



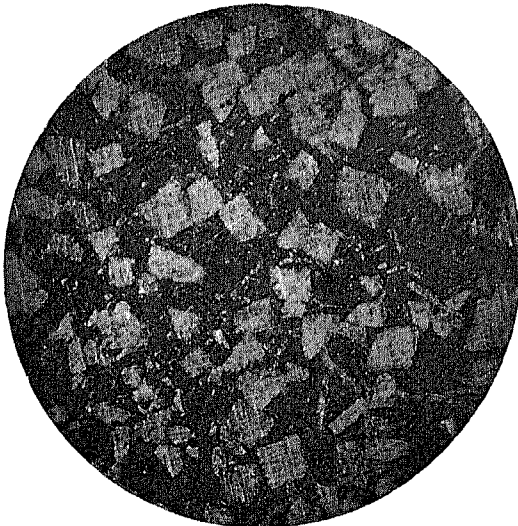
Фиг. 14. 100 : 1.



Фиг. 15. 100 : 1.



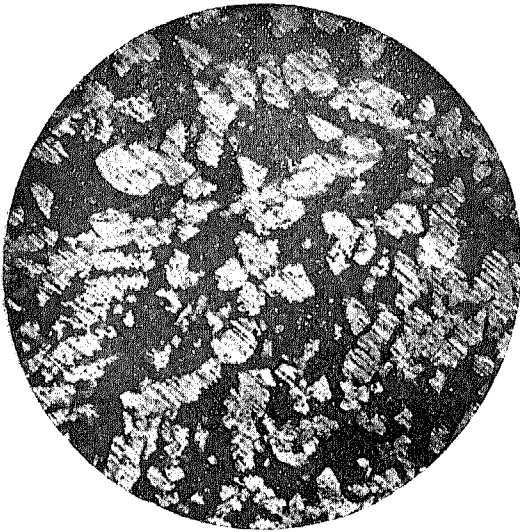
Фиг. 16. 100 : 1.



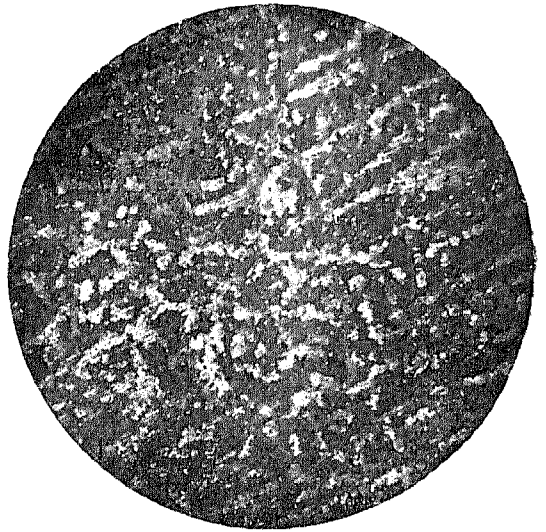
Фиг. 17. 100 : 1.



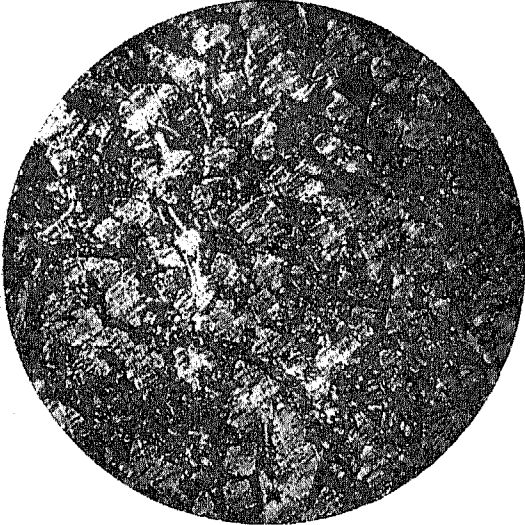
Фиг. 18. 100 : 1.



Фиг. 19. 100 : 1.



Фиг. 20 100 : 1.



Фиг. 21. 100 : 1.



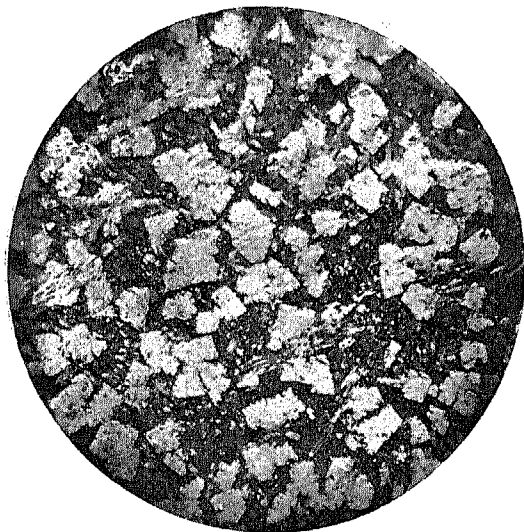
Фиг. 22. 100 : 1.



Фиг. 23. 100 : 1.



Фиг. 24. 100 : 1.



Фиг. 25. 100 : 1.



Фиг. 26. 100 : 1.



Фиг. 27. 100 : 1.



Фиг. 28. 100 : 1.



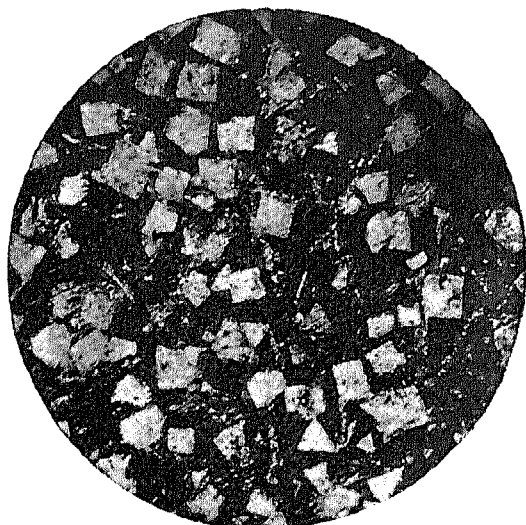
Фиг. 29. 100 : 1.



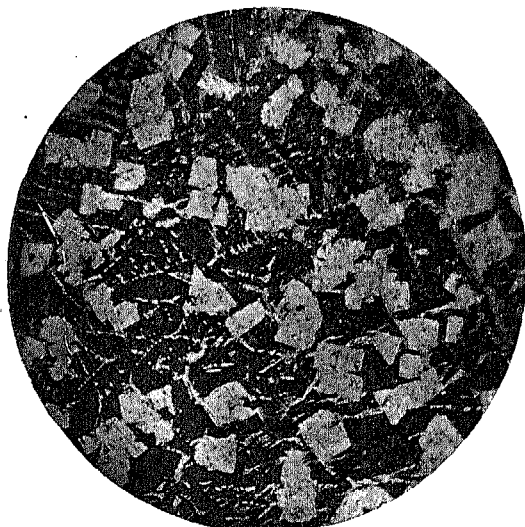
Фиг. 30. 100 : 1.



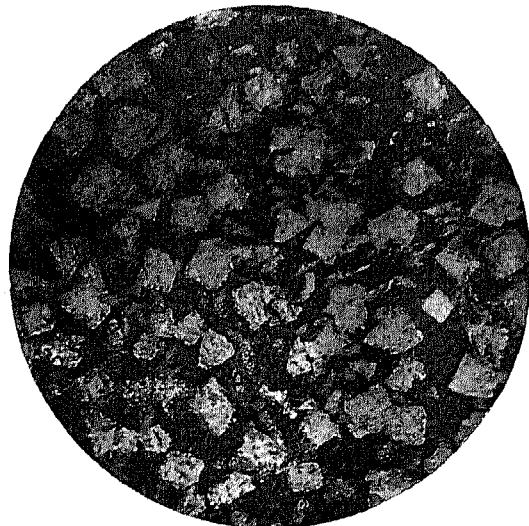
Фиг. 31. 100 : 1.



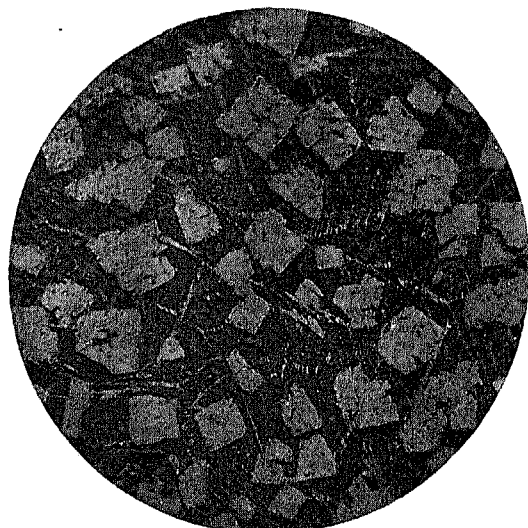
Фиг. 32. 100 : 1.



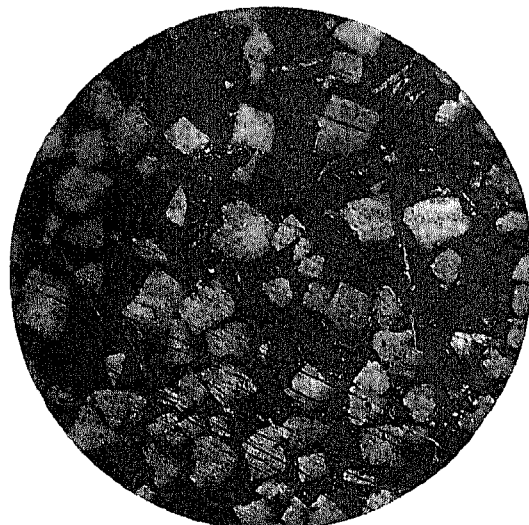
Фиг. 33. 100 : 1.



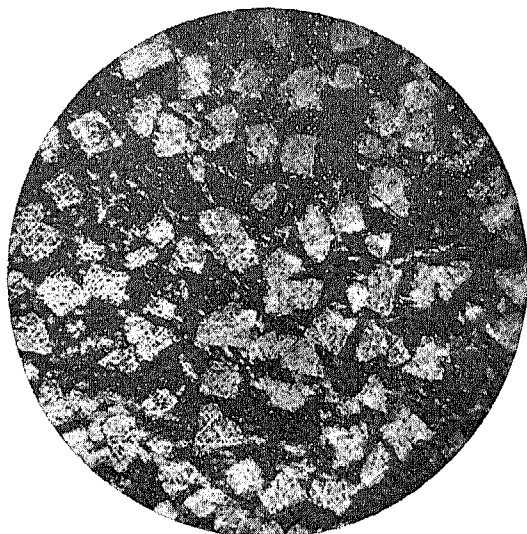
Фиг. 34. 100 : 1.



Фиг. 35. 100 : 1.



Фиг. 36. 100 : 1.



Фиг. 37. 100 : 1.



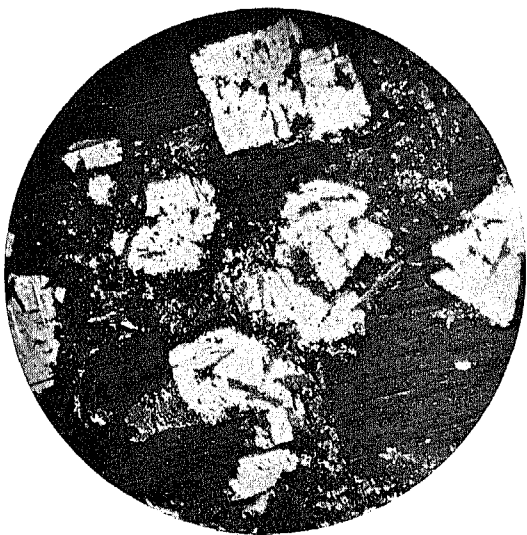
Фиг. 40. 100 : 1.



Фиг. 41. 100 : 1.



Фиг. 42. 100 : 1.



Фиг. 43. 100 : 1.



Фиг. 44. 100 : 1.



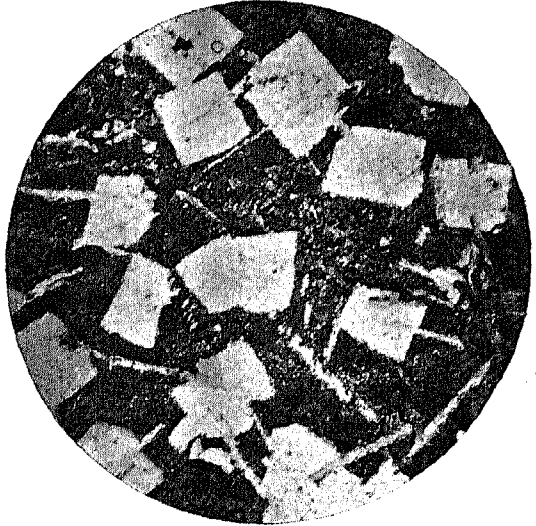
Фиг. 45. 100 : 1.



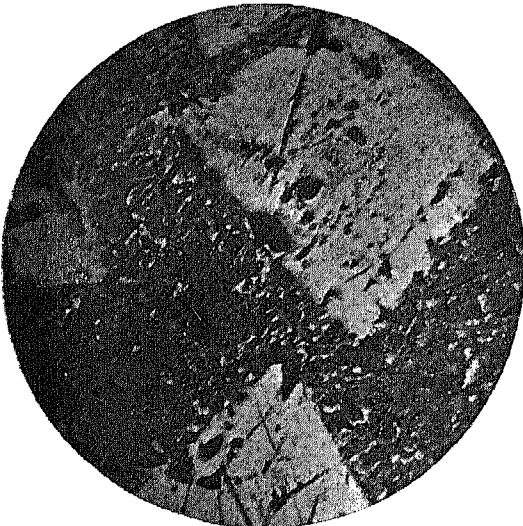
Фиг. 46. 100 : 1.



Фиг. 47. 100 : 1.



Фиг. 48. 100 : 1.



Фиг. 49. 100 : 1.



Фиг. 50. 100 : 1.



Фиг. 51. 100 : 1.



Фиг. 52. 100 : 1.



Фиг. 53. 100 : 1.



Фиг. 54. 100 : 1.



Фиг. 55. 100 : 1.



Фиг. 57. 300 : 1.



Фиг. 58. 300 : 1.



Фиг. 59. 140 : 1.



Фиг. 60. 140 : 1.



Фиг. 61. 140 : 1.



Фиг. 62. 300 : 1.



Фиг. 63. 140 : 1.

М. К. КОРОВИНЪ.

КУДАРИНСКІЙ РАЙОНЪ

Сѣверной Монголіи,

ЕГО ГЕОЛОГИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ

== И ==

УСЛОВІЯ ЗОЛОТОНОСНОСТИ.

Дипломная работа студ. Горн.
Отд. *Михаила Коровина.*

ТОМСКЪ.

Товарищество „Печатня С. П. Яковлева“, Макаровскій пер., с. л. № 4.

1915.

Кударинскій районъ Сѣверной Монголіи, его геологическое строеніе и условія золотоносности.

Лѣтомъ 1913 года экспедиція проф. М. А. Усова производила по приглашенію „Общества руднаго дѣла въ Монголіи“ геологическія изысканія въ концессіяхъ этого общества. Въ теченіе 2-хъ мѣсяцевъ былъ захваченъ довольно значительный участокъ Тушетухановскаго аймака—одного изъ 3-хъ княжествъ, составляющихъ Халху. Въ предлагаемой статьѣ дается очеркъ ближайшаго къ русской границѣ Кударинскаго принсковаго района, составляющаго только часть обелѣдованной мѣстности, но занимающаго все-таки свыше 100 кв. верстъ.

Авторъ принималъ участіе въ экспедиціи въ качествѣ коллекціонера, выполнилъ эту работу по предложенію и подъ руководствомъ М. А. Усова и пользуется случаемъ выразить ему здѣсь свою благодарность.

Собранныя въ Кударинскомъ районѣ горныя породы составили коллекцію въ 370 образцовъ.

Обработка коллекціи начата была макроскопическимъ описаніемъ породъ. Описаніе каждаго образца заносилось на одной сторонѣ соответствующаго ярлыка, при чемъ для удобства былъ выработанъ шаблонъ, который давалъ возможность быстро систематизировать данныя макроскопическаго изученія породы. Примѣръ описанія, показанный на таблицѣ 1, дастъ ясное представленіе объ этомъ шаблонѣ и о томъ практически важномъ значеніи, какое имѣетъ онъ при статистической обработкѣ большого матеріала.

Таблица 1.

Ортоклазовый біотитово-роговообманниковый гранитъ.			№ 74-а. 913.
Цвѣтъ.	Структура.	Краткое описаніе отдѣльн. компонентовъ.	Вторичное замѣт.
Свѣтло-сѣрый съ слабымъ зеленоватымъ оттѣнкомъ:	Порфиридная съ среднелзернистой главной массой.	Кварцъ.	Порода нежного <i>выветрѣла</i> ; мѣстами охристая пятна окисловъ Fe.
		Полевую шпаты.	
		Біотитъ.	Цаганъ-удзурскій гранитный массивъ; изъ гальки. Условія залеганія.
		Роговая обманка.	

Какъ видно изъ этой схемы, макроскопическое описаніе заключалось прежде всего въ указаніи признаковъ, опредѣляющихъ собою общій обликъ породы; къ этому присоединялось краткое описаніе каждаго отдѣльнаго минеральнаго вида, входящаго въ составъ породы, также тѣ вторичныя измѣненія, которымъ она подверглась послѣ своего образованія и, наконецъ, мѣстонахожденіе образца и тѣ условія, въ которыхъ залегаетъ порода.

Что касается микроскопическихъ изслѣдованій, то изученіе подъ микроскопомъ всѣхъ 370 образцовъ коллекціи было бы бесполезною работою, такъ какъ очень многіе изъ нихъ или совер-

шенно тождественны или стоятъ очень близко другъ къ другу. Поэтому всѣ породы пришлось сначала хотя приблизительно классифицировать, основываясь отчасти на лѣтнихъ наблюденіяхъ на мѣсть, отчасти на едѣланномъ уже макроскопическомъ описаніи образцовъ, и только послѣ этого изъ отдѣльныхъ группъ породъ выбрать наиболѣе типичныя. Наибольшее количество шлифовъ было приготовлено изъ гранитовъ, такъ какъ ихъ изученіе было главной задачей работы. Изъ всѣхъ 135 шлифовъ на осадочныя и контактовыя породы пришлось только 20.

Самыя микроскопическія изслѣдованія заключались прежде всего въ опредѣленіи простыхъ константъ отдѣльныхъ компонентовъ, ихъ взаимоотношенія, а также общей микроструктуры породы. Результаты наблюдений записывались на оборотной сторонѣ листка, съ соответствующимъ макроскопическимъ описаніемъ, въ особомъ порядкѣ, иллюстрированномъ на примѣрѣ таблицы 2.

Таблица 2.

Qu.	Ort.	Plg.	Vt.	Amph.	Примѣн.	Вторичн. изм.
Неправильная зерна съ обильнымъ погасеніемъ; кесноморфныя.	Очень мутный вследствие сильной коаглицизации; простые двойники; многія зерна рорбированы.	Тонкая штриховка, рѣзкая зонарность; серицитизация; идиоморфныя въ Qu и Ort.	Изогн. листочки съ изохроном. отъ желто-свѣтло-бураго до зеленовато-бураго цвѣта. Кесноморф. въ рогов. обм.	Мелк. призматич. кристаллы съ изохроном. отъ бураго до темн. цв.: уголь погас. 150—180.	Иголки апатита въ біотитѣ и роговой обманкѣ.	Полес. шпат. серицитизир. и каолинизир.; по плоскост. слани. біотита и рогов. обм. отложеніе руды.
<p>Структура: Полнокристаллическая идиоморфная.</p> <p>Порядокъ выдѣленія: апатитъ, роговая обманка, біотитъ, плагиоклазъ, ортоклазъ, кварцъ.</p>						

Простыя микроскопическія наблюденія дали возможность провести болѣе опредѣленно классификацію породъ и вмѣстѣ съ тѣмъ выдѣлить изъ нихъ уже только немногіе типы для дальнѣйшаго детальнаго изученія. Последнее было основано на примѣненіи федоровскаго или универсально-оптического метода. На федоровскомъ столикѣ было изучено всего 19 шлифовъ, причемъ изслѣдованія коснулись только компонентовъ разныхъ типовъ гранита, который является почти единственнымъ изверженнымъ образованіемъ района и съ которымъ связываются золотыя мѣстоорожденія послѣдняго.

Обработка коллекціи была закончена химическимъ анализомъ гранита. Въ виду общности гранитной магмы района анализу были подвергнуты только одинъ типичный штуфъ этой породы. (Что касается осадочныхъ породъ, то онѣ анализу не подвергались, такъ какъ ихъ детальное описаніе не входило въ задачи настоящей работы.)

Орографическій очеркъ.

Кударинскій пріисковый районъ расположенъ въ системѣ рѣки Кудары, лѣваго притока р. Чикоя, впадающаго въ р. Селенгу, представляя довольно сильно расчлененную горную страну. Высшая посѣщенная экспедиціей точка—перевалъ между р. Амоджей и пограничной р. Каташпой—имѣетъ абсолютную высоту въ 1300 мтр., а измѣренная низшая—устье рч. Бельтэ, лѣваго притока р. Кудары—700 мтр. Разность наибольшей и наименьшей высотъ равняется, слѣдовательно, 600 мтр. при разстояніи между этими двумя пунктами всего въ 30 версты.

Въ связи со значительной разностью высотъ находится крутое паденіе рѣкъ. Большинство долинъ при такомъ паденіи отличается рѣзкими контурами: склоны круты, хотя рѣдко бываютъ обрывисты, самыя долины, особенно незначительныхъ рѣчекъ и верховьевъ большихъ рѣкъ, узки, съ характернымъ поперечнымъ сѣченіемъ. Особое мѣсто среди рѣчныхъ долинъ занимаетъ долина р. Кудары, древнѣйшая въ районѣ. Эрозіонная дѣятельность здѣсь ушла уже далеко: паденіе рѣки сравнительно не велико, склоны въ большинствѣ случаевъ сильно сглажены, и самая долина достигла значительной ширины—около версты даже въ среднемъ теченіи. Для р. Кудары, собирающей воды района, все это, конечно, естественно.

Случайное, не подчиняющееся, повидимому, никакой правильности направленіе рѣчныхъ долинъ въ связи съ рѣзкостью рельефа, опредѣляемой степенью устойчивости породъ противъ разрушительной силы денудаціи, свидѣтельствуешь, что всѣ рѣчныя долины района существенно не тектоническаго, а эрозіоннаго происхожденія, и пластика самой горной страны почти не отражаетъ внутренняго строенія послѣдней.

Большое число рѣкъ и равномерное по временамъ года распределеніе обильныхъ атмосферныхъ осадковъ создаютъ въ районѣ богатую растительность. Въ долинахъ рѣкъ и на части склоновъ она представлена смѣшаннымъ лѣсомъ; всѣ же возвышенныя мѣста—перевалы, гребни и крутые склоны—покрыты хвойнымъ, чаще кедровымъ или сосновымъ лѣсомъ. Болѣе значительныя

рѣчки въ своихъ низовьяхъ, а р. Кудара и въ среднемъ теченіи, отличаются богатыми травами.

Въ общемъ Кударинскій районъ имѣетъ суровый таежный характеръ. Обычная, вслѣдствіе обильныхъ глинистыхъ продуктовъ разрушенія горныхъ породъ, заболоченность долинъ, сильно затрудняющая передвиженіе по нимъ, а часто дѣлающая ихъ и совсѣмъ недоступными; крутые склоны; сплошныя заросли въ заболоченныхъ долинахъ и трудно проходимые лѣса съ массой валежника на возвышенныхъ мѣстахъ; наконецъ, совершенное отсутствіе какихъ бы то ни было дорогъ за исключеніемъ звѣровыхъ да изрѣдка охотничьихъ тропъ,—вотъ характерныя черты топографіи Кударинскаго района. Если къ этому прибавить полное отсутствіе населенія, то будутъ понятны тѣ трудности, какія ставить этотъ районъ геологу въ его полевой работѣ.

Трудность работы усугубляется еще сравнительною бѣдностью склоновъ долинъ обнаженіями горныхъ породъ: все покрыто продуктами вывѣтриванія и разившейся на нихъ богатой растительностью. Въ долинахъ поэтому часто приходится руководствоваться рѣчной галькой, въ лучшемъ случаѣ каменными осипью и россыпью, а на возвышенныхъ мѣстахъ руководящей нитью сплошь и рядомъ служатъ продукты вывѣтриванія, какъ гранитная дресва, сланцевая щебенка и проч.

Общій геологическій обзоръ.

Въ геологическомъ отношеніи Кударинскій районъ представляетъ обширное поле грауваккъ и граувакковыхъ сланцевъ, подвергшихся пликвативной дислокаціи и пронизанныхъ многочисленными массивами и штоками гранита съ его кислыми и блѣе основными фациями.

Послѣ Альгонкскаго періода, къ каковому могутъ быть приблизительно отнесены не содержація окаменѣлостей породы области, послѣдняя вплоть до современной эпохи оставалась сушей, непрерывно подвергаясь дѣйствію разрушительныхъ денудаціонныхъ силъ.

Расчлененный характеръ поверхности района, описанный выше, стоитъ какъ-будто въ противорѣчьи съ этимъ древнимъ возрастомъ породъ и непрерывной денудаціей, работа которой должна бы уже окончиться, сгладивъ всѣ неровности рельефа и давъ то, что въ геологіи называютъ репе-plain (почти-равнина). Это противорѣчіе легко однако устраняется, если имѣть въ виду мощные дизъюнктивные процессы, происходившіе въ разное время и давшіе рядъ

линий разломовъ и грабеновъ въ сосѣдной горной области Забайкалья *). Одинъ изъ такихъ намѣчаемыхъ В. А. Обручевымъ грабеновъ находится къ юго-востоку отъ Кяхты, захватывая и Кударинскій районъ. Этими дизъюнктивными процессами прерывалось нормальное развитіе рѣчныхъ долинъ, начинались новые циклы эрозіи, вызывавшіе къ жизни и новыя рѣчныя долины, и съ новой силой продолжалась работа денудациі.

За долгіе періоды непрерывной работы денудациія снесла огромныя толщи осадочныхъ горныхъ породъ, обнаживъ передъ нами большой гранитный массивъ въ низовьяхъ р. Кудары, открытый, очевидно, своей центральной частью, и большое количество штоковъ и шточковъ.

Выходы гранитовъ сопровождаются различными по своей мощности поясами контактовыхъ образованій, которыя постепенно смѣняются неизмѣненными сланцами и граувакками.

Таково въ общихъ чертахъ взаимоотношеніе горныхъ породъ района.

Переходя къ отдѣльнымъ породамъ, обратимъ вниманіе прежде всего на граувакковую формацію, которая является характерной для сѣверо-восточной Монголіи **). Наиболѣе типичный членъ этой формаціи представляетъ среднезернистую, часто тонкозернистую граувакку сѣраго, иногда съ зеленоватымъ оттѣнкомъ, до темно-сѣраго цвѣта. Изъ составныхъ частей ея различимы бываютъ неправильныя сѣрые и зеленоватые обломочки кварца, очень мелкія блестящія первичной бѣлой слюдки и часто прослойки пелитовой извести; подъ микроскопомъ къ нимъ присоединяются еще зерна полевыхъ шпатовъ и изрѣдка обломки какихъ то плотныхъ породъ. Рѣзко проявляющаяся въ обнаженіяхъ порода неправильная сѣтъ трещинъ обычно выполняется вторичнымъ бѣлымъ кварцемъ и желтоватымъ кальцитомъ. Эти вторичныя прожилки кварца и кальцита—очень характерное явленіе въ грауваккахъ. Пликативные процессы, въ условіяхъ повышеннаго давленія, вызвали переходъ граувакки—особенно тонкозернистыхъ разновидностей ея—въ граувакковыя сланцы.

Сравнительно небольшая твердость грауваккъ и особенно сланцевъ обуславливаетъ ихъ очень легкое вывѣтриваніе и почти полное отсутствіе обнаженій этихъ породъ; на очень сглаженныхъ

*) V. A. Obrutschew. Orographie und Tektonik Transbaikaliens. Verh. d. VII. Internat. Geographen-Kongresses in Berlin. 1899; 261.

***) J. Ahlburg. Die neueren Fortschritte in der Erforschung der Goldlagerstätten Sibiriens—Zeitschrift für praktische Geologie. 1913; 112—113.

склонахъ долинъ встрѣчаются лишь небольшіе обломки грауваккъ да очень мелкая сланцевая щебенка.

Первичная слоеватость граувакковой формаціи, въ большинствѣ случаевъ совпадающая съ вторичной сланцеватостью, имѣетъ общее для района простирание NO: 60°--70° и крутое SO паденіе, а вблизи гранитныхъ массивовъ сланцы часто являются рѣзко пloyчатыми, что говоритъ о томъ значительномъ объемномъ сокращеніи осадочныхъ породъ, которое было слѣдствіемъ гранитныхъ интрузій.

Изверженныя породы района представлены главнымъ образомъ гранитомъ, который прорываетъ граувакково-сланцевую формацію въ видѣ многочисленныхъ обособленныхъ массивовъ и штоковъ. Наибольше значительныя интрузивныя тѣла показаны на прилагаемой геологической картѣ, изъ нихъ особенно выдѣляется нижне-кударинскій массивъ, выходъ котораго на поверхность земли имѣетъ въ поперечникѣ нѣсколько десятковъ верстъ. Кроме того, въ районѣ имѣется еще масса очень мелкихъ шточковъ, констатировать которые было невозможно.

Вообще гранитъ занимаетъ отдѣльными многочисленными тѣлами значительную часть района: съ такой силой прорывалась гранитная магма сквозь задерживавшую ее граувакковую и сланцевую покрывку!

Во всѣхъ почти штокахъ гранитъ имѣетъ одинаковый обликъ: свѣжій—онъ окрашенъ въ сѣрый или свѣтлосѣрый цвѣтъ, иногда съ зеленоватымъ, рѣже съ голубоватымъ оттѣнкомъ; немного порфиоровиденъ, съ средней крупностью зерна въ главной массѣ; богатъ кварцемъ при небольшомъ количествѣ темноцвѣтныхъ компонентовъ, выраженныхъ главнымъ образомъ біотитомъ. Среди делювія часто встрѣчаются меланократовыя шпиры, представляющія изъ себя или просто обогащенный темноцвѣтными элементами тотъ же гранитъ или иногда болѣе основную фацию гранита—діоритъ. Также обычны въ розсыпяхъ гранита его жильныя разности, болѣе плотныя и мелкозернистыя, являющіяся результатомъ дополнительной интрузіи магмы; нерѣдки и кислые продукты расщепленія: аплиты, плотные мелкозернистыя, лишенные темноцвѣтныхъ элементовъ, а также пегматиты—продуктъ расщепленія магмы въ послѣднюю фазу затвердѣванія, часто съ бѣлой слюдой и турмалиномъ. Характерно для кударинскихъ гранитовъ почти полное отсутствіе чистыхъ кварцевыхъ жилъ; по крайней мѣрѣ въ описанныхъ выше условіяхъ наблюденія онѣ встрѣчались только какъ исключеніе.

Изъ основныхъ продуктовъ расщепленія гранитной магмы слѣдуетъ указать на діоритъ, часто образующій жилы въ гранитѣ, а иногда слагающій цѣлые штоки, напримѣръ, въ нижнемъ теченіи рчч. Будуна и Бельтэ. Въ составѣ діорита замѣтное участіе принимаетъ кварцъ, а среди темноцвѣтныхъ элементовъ рядомъ съ роговой обмачкой существенную роль играетъ біотитъ; такимъ образомъ, порода относится собственно къ кварцевымъ діоритамъ.

По мѣрѣ приближенія къ периферіи штоковъ гранита число жильныхъ фацій увеличивается, гранитъ постепенно пріобрѣтаетъ все болѣе отчетливую порфиновую структуру, и вблизи контакта порфировидный гранитъ приближается къ порфиръ-граниту, какъ продукту эндогеннаго контактоваго метаморфизма (*).

Обнаженія гранита встрѣчаются довольно рѣдко; порода въ нихъ характеризуется грубой матрацовидной, рѣже тонкой плитообразной отдѣльностью. Болѣе обычны по склонамъ мощныя гранитныя осыпи, переходяція иногда въ настоящія моря скаль, напримѣръ, по правому склону рч. Цаганъ—Удзура. При этомъ величина обломковъ и мощность росыпей увеличиваются къ окраинамъ штоковъ и особенно грандіозны бываютъ въ поясахъ развитія порфиръ—гранитовъ.

Переходя въ контактовую зону, мы видимъ здѣсь въ обнаженіяхъ и осыпяхъ массовое развитіе роговиковъ, сначала въ связи съ гранитомъ, преимущественно его жильными фаціями. Вообще, пересѣкая контактовый поясъ, какъ бы осязаешь, какъ гранитная магма пробивала себѣ дорогу въ толщѣ граувакковыхъ породъ.

Въ сферѣ вліянія гранитнаго штока граувакковыя породы сильно уплотняются, сланцеватыя разности, сокращаясь подъ напоромъ магмы въ объемѣ, пріобрѣтаютъ иногда характерную плоччатость, окраска ихъ замѣтно темнѣетъ, и граувакка превращается въ біотитовый роговикъ съ типичной роговиковой структурой подѣ микроскопомъ. Главныя составныя части роговика: кварцъ, полевые шпаты и слюды взаимно прорастаютъ другъ друга, благодаря чему порода пріобрѣтаетъ характерную для роговиковъ сотовую структуру. Но перекристаллизациа въ разсматриваемомъ случаѣ произошла не такъ далеко, чтобы скрыть первичную слоеватость породы, которая обычно хорошо сохраняется.

Ближе къ граниту мы находимъ обыкновенно полосатую гнейсовидную породу, въ которую по тончайшимъ трещинкамъ и плоскостямъ сланцеватости инъецировало гранитное вещество, превра-

(*) М. А. Усовъ. Пограничная Джунгарія. Т. II, вып. 1. Описаніе горныхъ породъ. 1911 г стр. 84.

тивъ первичную породу въ метагнейсѣ. Неслоистая граувакка пронизывается здѣсь во всѣхъ направленіяхъ жилами гранита, которыя становятся все чаще; наконецъ, полосатый гнейсѣ и инъецированный роговикъ переходять въ гранитъ, содержащій роговиковое вещество только въ видѣ отдѣльныхъ обломковъ. Эти обломки часто оказываются совершенно переплавленными, образуя такъ называемыя шпирь растворенія съ незамѣтными переходами черезъ метагранитъ (*) въ настоящій гранитъ.

Остается лишь отмѣтить находженіе въ районѣ двухъ небольшихъ выходовъ эффузивныхъ породъ: альбитофира на правомъ берегу р. Кудары въ началѣ большого гранитнаго массива и кварцеваго порфира на правомъ берегу рч. Будуна, ниже рч. Харгантѣ. Эти породы имѣютъ сравнительно молодой возрастъ, представляя отпрыски болѣе мощныхъ изліній лавы, имѣвшихъ мѣсто въ другихъ районахъ Сѣв. Монголіи.

Итакъ, изслѣдованный районъ состоитъ существенно изъ граувакковой формаци и гранитовъ. Такъ какъ послѣдніе являются болѣе закономѣрными образованіями, и съ ними связываются интересующія насъ мѣсторожденія золота, то въ дальнѣйшемъ эти породы подвергнуты детальному описанію.

Ортоклазовый біотитово-роговообманковый гранитъ.

Гранитъ этого типа имѣется въ трехъ не равныхъ по величинѣ штокахъ: большемъ штокѣ средняго и верхняго теченія рч. Цаганъ-Удзура, захватывающемъ также верховья рчч. Дзерлика и Хота Катацинскаго; маломъ штокѣ нижняго теченія рч. Цаганъ-Удзура и верхнекударинскомъ штокѣ.

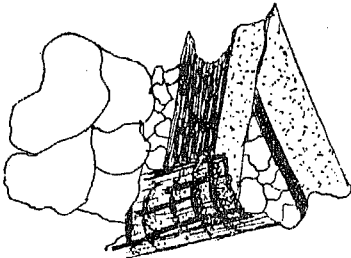
Въ свѣжемъ видѣ гранитъ центральныхъ частей штоковъ представляетъ породу сѣраго цвѣта съ слабымъ зелеповатымъ, иногда голубоватымъ оттѣнкомъ (въ вывѣтрѣлыхъ частяхъ — желтоватую), въ большинствѣ образцовъ немного порфиroidную — съ среднезернистой, рѣже мелкозернистой главной массой и болѣе крупными порфиroidными выдѣленіями полевого шпата. Подъ микроскопомъ порода обнаруживаетъ полнокристаллическую, гинидіоморфную структуру съ слѣдующими составными частями въ порядкѣ ихъ выдѣленія: апатитъ, цирконъ, титанитъ, магнетитъ, роговая обманка, біотитъ, олигоклазъ, ортоклазъ, кварцъ. Изъ перечисленныхъ минераловъ главными составными частями являются только кварцъ, ортоклазъ, олигоклазъ и біотитъ. Рого-

(*) М. А. Усовъ. Пограничная Джунгарія etc., стр. 374.

вая обманка встрѣчается лишь въ незначительномъ количествѣ и даже не во всѣхъ образцахъ. Апатитъ, цирконъ и руды являются примѣсями; изъ нихъ обыченъ только магнетитъ, остальные встрѣчаются рѣдко. Упомянутый порядокъ выдѣленія компонентовъ породы приведенъ, какъ чаще встрѣчаемый; многіе образцы гранита обнаруживаютъ болѣе или менѣе значительныя отступленія, о чемъ будетъ сказано ниже.

Кварцъ встрѣчается въ видѣ сѣрыхъ неправильныхъ мелкихъ и болѣе крупныхъ зеренъ. Болѣе крупныя зерна подъ микроскопомъ оказываются неправильно округленными и всегда имѣютъ болѣе или менѣе сильно выраженное облачное погасаніе; мелкія же зерна чаще изометричны и погасаютъ спокойно. И тѣ и другія часто образуютъ полисомы (фиг. 1). Мелкій кварцевый матеріалъ обычно представляетъ цементъ между крупными выдѣленіями другихъ минераловъ; иногда же эти мелкія зерна образуютъ въ послѣднихъ включенія, являясь какъ бы аутоморфными, что, впрочемъ, легко объяснить явленіемъ резорбціи.

Фиг. 1.



Крупныя и мелкія выдѣленія кварца принадлежатъ, очевидно, къ двумъ разнымъ фазамъ кристаллизаціи. Въ промежуткѣ между этими фазами имѣло мѣсто давленіе, которое и вызвало облачное погасаніе только первыхъ по времени, крупныхъ кристалловъ.

Ортоклазъ является наиболѣе характернымъ компонентомъ изъ полевошпатової группы, отличая данный гранитъ отъ другихъ породъ въ районѣ; содержаніе его довольно сильно измѣняется, а иногда онъ даже почти совершенно отсутствуетъ. Этотъ минералъ образуетъ частью крупныя порфировидныя, частью мелкія призматическія кристаллы, чаще же выдѣляется въ видѣ крупныхъ неправильныхъ зеренъ.

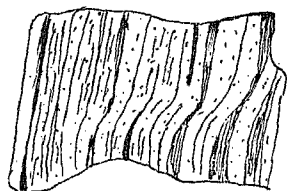
Подъ микроскопомъ ортоклазъ кажется сильно каолинизированнымъ, при чемъ продукты разложенія, въ отличіе отъ таковыхъ плагиоклаза, покрываютъ минералъ какъ-бы тонкой пленкой желтоватаго цвѣта, мѣстами значительно уплотняющейся. Большинство индивидовъ ортоклаза представляютъ простые двойники и содержатъ вроски альбита; послѣдніе имѣютъ форму вытянутыхъ чечевицъ, длинныя оси которыхъ располагаются по одному направленію. Величина этихъ чечевицъ колеблется въ поперечникѣ отъ 0,03 до 0,01 мм.

Крупные индивиды ортоклаза въ большей или меньшей степени обнаруживаютъ облачное погасаніе и сплошь и рядомъ оказываются разбѣденными остаточной магмой. Мелкозернистая кварцево-полевошпатовая масса, получившаяся при застываніи послѣдней, образуетъ какъ бы цементъ между крупными индивидами ортоклаза, отдѣльные же зерна попали по извилистымъ каналамъ внутрь этихъ индивидовъ, имѣя видъ включеній.

Изслѣдованіе ортоклаза на федоровскомъ столикѣ послѣ многихъ измѣреній дало уголъ между оптическими осями $2V = (-) 64^{\circ}$. Отсутствие въ минералѣ характернаго для микроклина сѣтчатаго двойниковаго строенія показываетъ, что мы имѣемъ здѣсь калиево-натровый полевой шпатъ моноклиннаго ряда, по діаграммѣ *) соответствующій № 10.

Плагиоклазъ представленъ въ гранитѣ тонкоштриховатымъ олигоклазомъ и подобно ортоклазу является или въ видѣ крупныхъ кристалловъ порфиридныхъ выдѣленій или въ видѣ мелкихъ зеренъ и призмъ главной массы породы. Взаимоотношеніе мелкихъ и крупныхъ выдѣленій плагиоклаза свидѣтельствуетъ о томъ же явленіи коррозии или резорбціи, какое уже было отмѣчено для ортоклаза и кварца: какъ и тамъ, мелкій матеріалъ является то въ видѣ включеній, то образуетъ цементъ между крупными индивидами другихъ минераловъ.

Фиг. 2.



Первичное давленіе, результатомъ котораго явилась отчасти эта резорбція, сказывается особенно въ изогнутости двойниковой штриховки минерала (фиг. 2). Характернымъ для плагиоклаза даннаго гранита свойствомъ является легкая зонарность.

Явленіе зонарности вмѣстѣ съ сильной каолинизацией минерала въ высшей степени затрудняетъ его микроскопическое изслѣдованіе. Опаковые продукты разложенія, въ видѣ тонкой пыли равномерно покрывающіе часто все сѣченіе кристалла и особенно центральную часть послѣдняго, сильно затемняютъ тонкую двойниковую штриховку, иногда совершенно скрывая ее, и часто только характеръ этихъ продуктовъ вывѣтриванія позволяетъ отличать минералъ отъ другихъ компонентовъ полевошпатовой группы.

Опредѣленіе плагиоклазовъ на федоровскомъ столикѣ основывалось главнымъ образомъ на измѣреніи угловъ, которые обра-

*) М. Усовъ. Федоровскій или универсально-оптический методъ изслѣдованія породообразующихъ минераловъ, въ особенности полевыхъ шпатовъ. Изв. Томск. Техн. Ин-та. XXII, 1911; фиг. 46.

зуеть двойниковая ось съ осями упругости минерала. Такое опредѣленіе, дающее нерѣдко двойственное рѣшеніе вопроса, провѣрялось измѣреніемъ величины и знака угла между оптическими осями и по мѣрѣ возможности установкой какой-нибудь плоскости спайности. Первое въ связи со вторымъ опредѣляло номеръ плагіоклаза и законъ двойниковаго срастанія, послѣднее же давало возможность провѣрить только составъ минерала.

Рядъ такихъ опредѣленій позволяетъ считать плагіоклазъ даннаго гранита близкимъ № 26 съ угломъ между оптическими осями $2V = (-) 82^\circ$ и углами осей упругости съ двойниковой

осью для срастанія по Альбитовому закону: $\angle B_{1,2} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 7^\circ \\ n_m = 83^\circ \\ n_p = 90^\circ \end{array} \right.$ и

для срастанія по Манебахскому закону: $\angle B_{1,2} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 80^\circ \\ n_m = 10^\circ * \\ n_p = 88^\circ \end{array} \right.$

Провѣрка этихъ опредѣленій при помощи плоскости спайности

по 3 пинакоиду (001) дала такіе результаты: $\angle B_{001} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 80^\circ \\ n_m = 10^\circ \\ n_p = 88^\circ \end{array} \right.$,

что на кривой Манебахскаго закона какъ разъ отвѣчаетъ № 26. Такія же измѣренія были произведены и для плоскости спайности

по 2 пинакоиду (010): $\angle B_{010} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 6^\circ \\ n_m = 84^\circ \\ n_p = 90^\circ \end{array} \right.$, чему соотвѣтствуетъ № 25.

Такимъ образомъ, плагіоклазъ даннаго гранита имѣетъ формулу $\infty Ab_4 An_1$, т. е. долженъ быть отнесенъ къ ряду олигоклаза, формула котораго колеблется отъ $Ab_3 An_1$ до $Ab_3 An_1$.

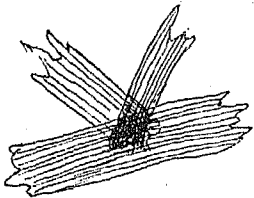
Въ порядкѣ кристаллизаціи главныхъ компонентовъ гранита: кварца, ортоклаза и плагіоклаза наблюдается довольно сложное взаимоотношеніе. Каждый изъ этихъ минераловъ кажется то идиоморфнымъ, то ксеноморфнымъ къ двумъ другимъ компонентамъ. Изученіе большого количества шлифовъ позволяетъ однако намѣтить для нихъ такой порядокъ: первымъ началъ выдѣляться плагіоклазъ, давшій наибольшее количество идиоморфныхъ кристалловъ; параллельно съ нимъ черезъ нѣкоторое время сталъ выдѣляться ортоклазъ, являющійся частію ксеноморфнымъ къ первому, но иногда образующій съ нимъ взаимное срастаніе. Въ нѣкоторыхъ случаяхъ, при недостаточномъ количествѣ кварца, послѣдній въ порядкѣ выдѣленія занималъ мѣсто ортоклаза; при

*) Ibidem. Таблица X.

этомъ, естественно, былъ и такой моментъ, когда всѣ эти три минерала выдѣлялись одновременно. Моментъ этотъ отвѣчалъ, повидимому, эвтектическому состоянію сложнаго раствора: кварцъ, ортоклазъ, плагиоклазъ. Такому предположенію не должно противорѣчить отсутствіе взаимнаго прорастанія компонентовъ, такъ какъ застывающая эвтектика можетъ и не дать пегматитовой структуры. *).

Біотитъ, образующій немногочисленные черные и темнобурые блестящіе и листочки, распределенъ въ породѣ болѣе или менѣе равномерно, хотя иногда встрѣчается и въ видѣ скопленій — стопочекъ.

Подъ микроскопомъ біотитъ только рѣдко кажется свѣжимъ: по периферіи и плоскостямъ спайности минерала обычно выдѣляются черныя руды, тонкой пылью часто покрывающія все сѣченіе зерна, замѣщая его нацѣло. Ложная изотропность біотита иногда замѣчается и въ свѣжихъ листочкахъ, въ мѣстахъ ихъ скопленій и стопочкахъ, когда листочки, перекрывая другъ друга, не имѣютъ параллельной кристаллографической оріентировки.



Фиг. 3.

Въ свѣжихъ индивидахъ, чаще встрѣчаемыхъ въ видѣ включеній въ полевои шпатъ и кварцъ, біотитъ представляетъ вытянутые, какъ-бы зазубренные на концахъ листочки, часто неправильно изогнутые, съ хорошей спайностью и яснымъ плеохроизмомъ отъ свѣтлаго желтовато-бураго до темнаго зеленовато-бураго цвѣта.

Выдѣленіе біотита относится къ самой первой фазѣ застыванія магмы. Случаи включеній въ біотитъ мелкихъ кварцевыхъ зеренъ, какъ бы свидѣтельствующіе о выдѣленіи мерваго въ послѣднюю фазу затвердѣванія магмы, можетъ быть объяснено уже упомянутымъ явленіемъ резорбціи.

Роговая обманка, встрѣчающаяся значительно рѣже біотита и далеко не во всѣхъ образцахъ гранита, образуетъ въ большинствѣ случаевъ короткіе, съ концовъ неправильно ограниченные призматическіе кристаллы и столбики, рѣже неправильныя зерна черно-бураго цвѣта, иногда съ характернымъ шелковистымъ блескомъ.

Большею частью выдѣленія роговой обманки настолько сильно разложились, и вторичные продукты — хлоритъ и особенно руды — часто такъ затемняютъ эти индивиды, что измѣрить, напримѣръ,

*) М. А. Усовъ. Законы физико-химіи въ примѣненіи къ петрографіи — Журн. О.-а Сиб. Инж 1913 г. стр. 22—25.

уголъ погасанія минерала, колеблющійся въ предѣлахъ отъ 15°—18°, удалось только послѣ долгихъ усилій. Слабо различимый влѣдствіе тѣхъ-же причинъ плеохроизмъ роговой обманки имѣетъ оттѣнки отъ зеленовато-бураго до темно-бураго цвѣта, при чемъ собственная окраска минерала затемняетъ цвѣта поляризаціи, и при скрещенныхъ николяхъ минералъ кажется почти изотропнымъ; довольно ясны только голубоватые участки хлорита.

Что касается времени выдѣленія роговой обманки, то кристаллизація ея вмѣстѣ съ біотитомъ произошла въ самую раннюю фазу затвердѣванія магмы, послѣ выдѣленія рудъ. Къ біотиту роговая обманка чаще всего идіоморфна и, слѣдовательно, выдѣлилась раньше.

Магнетитъ является главной примѣсью въ гранитѣ, и, встрѣчаясь почти въ каждомъ шлифѣ, образуетъ какъ правильныя одиночныя формы, такъ и часто очень характерныя сложныя сростки. Какъ выдѣлившійся въ самую первую фазу застыванія магмы, магнетитъ служитъ включеніемъ во всѣхъ составныхъ частяхъ породы, чѣмъ рѣзко отличается отъ тѣхъ рудъ, которыя наблюдаются около темноцвѣтныхъ компонентовъ—біотита и роговой обманки—и являются вторичными продуктами разложенія послѣднихъ.

Апатитъ встрѣчается значительно рѣже и въ видѣ включеній, чаще всего въ біотитѣ, образуя очень мелкіе, различимые часто только при большомъ увеличеніи иглолочки и столбики съ характерной поперечной отдѣльностью.

Цирконъ встрѣчается также въ видѣ включеній въ біотитѣ и роговой обманкѣ и отличается рѣзкими контурами и яркими поляризаціонными цвѣтами; довольно рѣдокъ.

Титанитъ образуетъ иногда довольно крупныя зерна бураго цвѣта и характеризуется рѣзкимъ краевымъ окаймленіемъ и рельефомъ, грубыми неправильно пересекающимися зерно трещинами и неясными сѣрыми цвѣтами поляризаціи.

Для уясненія связи между минералогическимъ и химическимъ составомъ описаннаго гранита былъ произведенъ количественный химическій анализъ, данныя котораго вмѣстѣ съ необходимыми перечисленіями приведены въ таблицѣ 3 (см. стр. 17).

Магматическія формулы по Левинсонъ-Лессингу: $1,14 \overline{RO}$
 $R_{2O_3} \quad 7,29 \quad SiO_2; \quad \frac{R_{2O}}{RO} = 3,2:1; \quad \alpha = 3, \quad 52; \quad \beta = 29, \quad 4.$

Таблица 3.

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	FeO	CaO	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	Потери при про- калив.	Σ
Вѣсовые % %	72,2	15,7	1,7	1,0	1,1	0,4	3,4	6,3	0,2	102,0
Приведен- ные къ 100	70,9	15,4	1,7	0,97	1,1	0,43	3,3	6,2		100
Эквивал. колич.	1,174	0,151	0,011	0,013	0,019	0,011	0,034	0,099		1,512
Молекул. % %	77,3	9,9	0,7	0,9	1,3	0,7	2,3	6,9		100

Данные того же анализа были перечислены на штандардовые минералы по способу американских петрографовъ (*) (таблица 4).

Таблица 4.

	Эквивалентн. колич.	Qu.	Ort.	Alb.	An.	Mg.	Diop.	Hyp.	Σ
SiO ₂	1,174	0,326	0,204	0,594	0,036	—	0,002	0,012	—
Al ₂ O ₃	0,151	—	0,034	0,099	0,013	—	—	—	—
Fe ₂ O ₃	0,011	—	—	—	—	0,011	—	—	—
FeO	0,013	—	—	—	—	0,011	—	0,002	—
CaO	0,019	—	—	—	0,018	—	0,001	—	—
MgO	0,011	—	—	—	—	—	0,001	0,010	—
K ₂ O	0,034	—	0,034	—	—	—	—	—	—
Na ₂ O	0,099	—	—	0,099	—	—	—	—	—
Σ	1,512	19,56	18,90	51,87	5,00	2,55	0,22	1,26	99,36
		S.l.=95,33			Fem=4,03				

Это перечисление даетъ возможность опредѣлить мѣсто данной породы въ американской классификаціи (таблица 5).

*) Cross, Iddings, Pirsson, Washington. Quantitative Classification of Igneous Rocks.—Journ. of Geol. 1903.

Таблица 5.

	Абсолютныя вели- чины.	Мѣсто въ Американской класси- фикаціи.	
$\frac{\text{Sal}}{\text{Fem}}$	$= \frac{23,6}{1} > \frac{7}{1}$	Классъ I	Persalane
$\frac{\text{Q}}{\text{F}}$	$= \frac{1}{4} < \frac{2}{5} \text{ и } > \frac{1}{7}$	Порядокъ 4	Britannare
$\frac{\text{R}_2\text{O}}{\text{CaO}} = \frac{\text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O}}{\text{CaO}}$	$= 8,7 > \frac{7}{1}$	Рангъ I	Liparase
$\frac{\text{K}_2\text{O}}{\text{Na}_2\text{O}}$	$= 0,53 < \frac{3}{5} \text{ и } > \frac{1}{7}$	Субрангъ 4	Kallerudose

Перейдемъ теперь къ описанію структурныхъ модификацій гранита. По мѣрѣ приближенія отъ центра интрузивнаго тѣла къ периферіи ортоклазовый гранитъ постепенно мѣняетъ свой обликъ: порфиновый характеръ, только слабо выступающій въ центрѣ массива, становится все болѣе замѣтнымъ, и у контактовой зоны гранитъ пріобрѣтаетъ рѣзко выраженную и макроскопически порфиръ-гранитовую структуру. Здѣсь особенно хорошо можно установить, что три главныхъ калишевыхъ компонента встрѣчаются и въ выдѣленіяхъ и въ основной массѣ; необходимо остано- виться на выясненіи этого интереснаго явленія.

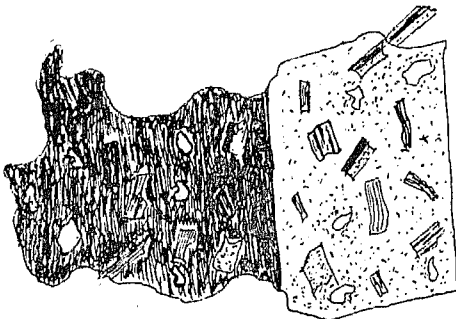
Присутствіе порфировыхъ выдѣленій кварца, послѣдняго въ порядкѣ выдѣленія составныхъ частей нашего гранита компонента, говоритъ, что кристаллизація въ магмѣ происходила періодами, такъ какъ иначе основная мелкозернистая масса порфиръ-гранита состояла бы только изъ кварца. Но такъ какъ въ послѣдней имѣ- ются и зерна полевого шпата, то нужно или допустить упомянутую періодичность въ кристаллизаціи или предположить, что подъ влі- яніемъ резорбціи произошло частичное раствореніе выдѣленій первой генераціи, давшее матеріаль для образованія полевыхъ шпатовъ въ главной массѣ породы.

Принимая во вниманіе ту послѣдовательность въ порядкѣ выдѣленій, какая была намѣчена выше, этому явленію мы мо- жемъ дать и еще одно объясненіе. Въ затвердваніи гранитной магмы былъ моментъ, когда одновременно выдѣлялись и полевые шпаты—ортоклазъ и плагиоклазъ—и кварцъ. Въ этотъ именно мо- ментъ и произошла, вѣроятно, интрузія. При такомъ объясненіи понятны и порфиновый характеръ полевыхъ шпатовъ и кварца, и присутствіе первыхъ въ основной мелкозернистой массѣ породы.

Въ условіяхъ глубиннаго существованія магмы, въ періодъ первой спокойной фазы кристаллизаціи, успѣла выдѣлиться только часть полевыхъ шпатовъ и кварца; остаточная же часть полево-шпатовой и кварцевой магмы закончила свою кристаллизацію въ новыхъ условіяхъ давленія и температуры, давъ мелкозернистую основную массу гранита.

Изъ порфировыхъ выдѣленіи порфиръ-гранита обращаетъ на себя вниманіе ортоклазъ, который проявляется иногда и въ настоящихъ порфировидныхъ призмахъ и въ послѣднемъ случаѣ отличается пойкилитовой структурой, хорошо различимой и не вооруженнымъ глазомъ. Многіе индивиды такъ сильно проросли другими составными частями, что легко смѣшиваются съ общей массой породы, и только совершенная спайность даетъ возможность отдѣлить эти кристаллы. Подъ микроскопомъ пойкилитовая структура ортоклаза представляетъ

Фиг. 4.



очень красивую картину: въ массѣ ортоклаза какъ-бы плаваютъ мелкія зерна и кристаллы почти всѣхъ составныхъ частей гранита, отличающихся свѣжестью, какой онѣ не имѣютъ при другихъ условіяхъ выдѣленія (фиг. 4.)

Объяснить происхожденіе такой структуры ортоклаза довольно затруднительно. Характерно, что она свойственна только ортоклазу и ни разу не была замѣчена въ выдѣленіяхъ плагіоклаза. Если принять во вниманіе, что призмы послѣдняго подверглись здѣсь резорбціи, а въ массивномъ гранитѣ съ ясно резорбированными ортоклазомъ и кварцемъ плагіоклазъ былъ свободенъ отъ какого бы то ни было развѣданія, то можно думать, что пойкилитовая структура представляетъ изъ себя наиболѣе сильное проявленіе резорбціи; она обнаружена только въ порфиръ-гранитѣ, гдѣ оказался разорбированнымъ и особенно устойчивый плагіоклазъ.

Исслѣдованіе полевыхъ шпатовъ порфиръ-гранита на федоровскомъ столікѣ показало, что эти компоненты окраинной фаціи гранита почти не измѣняютъ своего состава, и лишь въ плагіоклазѣ нѣсколько увеличивается содержаніе CaO . Такъ, въ одномъ случаѣ измѣренія дали плагіоклазъ № 29 съ слѣдующими углами

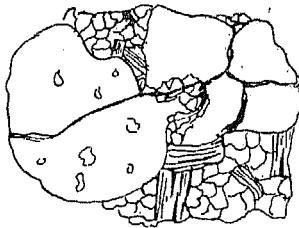
оси Манебахскаго двойника съ осями упругости: $\angle B_{1,2} \left\{ \begin{array}{l} n_g = -78^\circ \\ n_m = 13^\circ \\ n_p = 87^\circ \end{array} \right.$

Въ другомъ случаѣ измѣреніе тройника плагиоклаза дало такіе результаты: $\angle B_{1,2} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 77^\circ \\ n_m = 14^\circ \\ n_p = 84^\circ \end{array} \right. \quad \angle B_{2,3} \left\{ \begin{array}{l} n_g = 80^\circ \\ n_m = 34^\circ \\ n_p = 56^\circ \end{array} \right.$ Здѣсь срастаніе

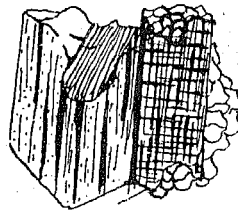
индивидовъ (1,2) подчинено Манебахскому закону, отвѣчая № 27 плагиоклаза; (2,3) связаны по Карлебадскому закону и близки № 32.

Кромѣ макроскопически замѣтной порфирированности салишевыхъ компонентовъ и пойкилитовой структуры ортоклаза, эндогенный метаморфизмъ окраинной фаціи гранита выражается и въ нѣкоторомъ измѣненіи микроструктуры породы. Это измѣненіе сказывается въ рѣзкомъ проявленіи всѣхъ тѣхъ явленій первичнаго давленія, какія отмѣчены были и въ массивномъ гранитѣ. Сюда относятся: полисоматическая структура кварцевыхъ выдѣленій (фиг. 5), сильнѣйшее облачное погасаніе минераловъ первой генерациі—порфирировыхъ полевыхъ шпатовъ и кварца—и особенно рѣзко выраженное явленіе резорбціи (фиг. 5—8).

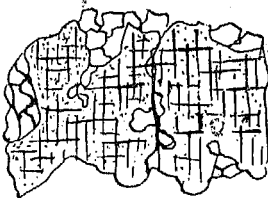
Фиг. 5.



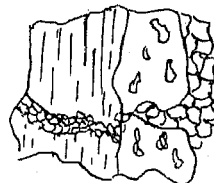
Фиг. 6.



Фиг. 7.



Фиг. 8.



Давленіе, вызвавшее облачное погасаніе минераловъ и полисоматическую структуру кварца, имѣло мѣсто, главнымъ образомъ, между первой фазой кристаллизаціи, давшей порфирирова выдѣленія, и второй, давшей главную массу. Это видно изъ того обстоятельства, что сильнымъ облачнымъ погасаніемъ отличаются только крупныя выдѣленія, мелкія же погасаютъ совершенно спокойно.

Что же касается резорбции, то она является результатом вообще рѣзкой переменны въ физикохимическихъ условіяхъ кристаллизаціи, наступившей въ связи съ интрузіей магмы.

Какъ на особенность окраинной фаціи можно указать, наконецъ, на многочисленныя шпилы въ гранитѣ, особенно часто наблюдаемыя вблизи контактовой зоны. Сравнивая подъ микроскопомъ такую шпилу съ гранитомъ, легко замѣтить рѣзкую разницу въ составѣ и структурѣ этихъ образованій: въ составѣ шпилы преобладаютъ темноцвѣтные компоненты, зерно—тонкое, структурой она приближается къ роговикамъ при ксеноморфномъ характерѣ составныхъ частей. Очевидно—это шпилы не конституціональныя, такъ какъ онѣ обычны въ периферической части массива, гдѣ часты въ гранитѣ включенія роговикового вещества; вѣрнѣе предполагать, что это—шпилы растворенія.

Описанный біотитово-роговообманковый гранитъ сопровождается различными фаціальными разностями: жильнымъ гранитомъ, аплитомъ и пегматитомъ.

Составъ полевыхъ шпатовъ, являющихся существенными составными частями этихъ разностей, подвергается кое-гдѣ нѣкоторому измѣненію сравнительно съ гранитомъ массивовъ. Такъ, въ одномъ жильномъ мелкозернистомъ гранитѣ плагіоклазъ имѣетъ слѣдующія оптическія константы: $2V = (+) 75^\circ$;

$$\angle B_{1,2} \begin{cases} n_g = 83^\circ \\ n_m = 64^\circ \\ n_p = 26,5^\circ \end{cases} \quad \text{Согласно этимъ константамъ плагіоклазъ,}$$

двойникъ котораго сложенъ по закону de l'Estereel, отвѣчаетъ № 0, т. е. чистому альбиту.

Но въ томъ же шлифѣ жильнаго гранита среди вообще мелкозернистой массы породы имѣется крупное зерно обычнаго плагіоклаза. Исслѣдованіе послѣдняго обнаружило, что зерно состоитъ изъ нѣсколькихъ индивидовъ, связанныхъ между собой по раз-

$$\text{личнымъ двойниковымъ законамъ, при чемъ } \angle B_{1,2} \begin{cases} n_g = 86^\circ \\ n_m = 26^\circ \\ n^p = 64^\circ \end{cases}$$

$$\angle B_{2,3} \begin{cases} n_g = 78^\circ \\ n_m = 12^\circ \\ n_p = 90^\circ \end{cases} \text{ и } \angle B_{1,3} \begin{cases} n_g = 81^\circ \\ n_m = 63^\circ \\ n_p = 24^\circ \end{cases} \text{ . Комбинація (1,2) соотвѣт-}$$

ствуетъ № 25 плагіоклаза со срстаніемъ по Карлсбадскому закону, и (2,3)—№ 27 по Манебахскому; срстаніе 1 и 3 индивидовъ является не двойниковымъ. Такимъ образомъ, плагіоклазъ этихъ выдѣленій отвѣчаетъ плагіоклазу основнаго гранита массивовъ.

Интересно, что въ аплитѣ плагиоклазъ также относится къ № 25—7.

Что касается калиево-натрвоваго полевого шпата, то интересны измѣненія его, замѣченныя въ пегматитахъ. Въ пегматитахъ съ преобладаніемъ кварца и средними по крупности зернами полевого шпата послѣдній оказался ортоклазомъ № 10 съ угломъ между оптическими осями $2V = (-)64^\circ$. Въ пегматитахъ же съ очень крупными зернами полевого шпата и рѣшительнымъ преобладаніемъ этого минерала измѣреніе на федоровскомъ столикѣ дало уголъ между оптическими осями послѣдняго $2V = (-)83^\circ$, что отвѣчаетъ тому же калиево-натровому полевому шпату № 10, но относящемуся къ триклинному ряду; съ этимъ согласуется и присутствіе тонкой двойниковой расплывчатой рѣшетки въ нѣкоторыхъ сѣченіяхъ минерала.

Такимъ образомъ, качественный минералогическій составъ различныхъ фацій описываемаго гранита, образующаго нѣсколько штоковъ, остается приблизительно одинаковымъ.

Сдѣланное выше описаніе ортоклазоваго биотитово-роговообманковаго гранита позволяетъ намѣтить основные моменты жизни этой породы. Въ образованіи ея можно предположить два главныхъ періода. Первымъ былъ періодъ спокойнаго затвердѣванія магмы въ нормальныхъ условіяхъ глубиннаго существованія при достаточно высокой температурѣ и равномерномъ давленіи; въ эту фазу выдѣлились порфиоровыя образованія полевыхъ шпатовъ и частію кварца.

Второй періодъ, когда произошла интрузія магмы, характеризуется рѣзко измѣнившимся повышеннымъ боковымъ давленіемъ и сильно пониженной температурой. Въ новыхъ физико-химическихъ условіяхъ образованія первой генераціи были частію смяты, частію переплавлены; получился новый сложный растворъ, который вмѣстѣ съ остаточной частію магмы далъ образованія второй генераціи въ видѣ какъ бы цемента по периферіи первыхъ кристалловъ и по зонамъ смятія или въ видѣ включеній, проникшихъ по плоскостямъ отдѣльности и каналамъ развѣданія минераловъ 1-ой генераціи (резорбція или коррозія).

Въ концѣ этого періода по зонамъ смятія, заполненнымъ частью еще жидкой магмой, проникли газовыя эманации, богатые минералообразователями. Этими газовыми эманациями, какъ конечнымъ продуктомъ дифференціаціи магмы, можно объяснить появленіе турмалина, связаннаго съ упомянутыми зонами смятія въ нѣкоторыхъ рѣдкихъ, правда, образцахъ гранита. Эманационное происхожденіе турмалина въ самую послѣднюю фазу затвер-

дѣванія магмы подтверждается вѣдреніемъ его во всѣ составныя части гранита, а также тѣмъ фактомъ, что рядомъ съ кварцемъ; который отличается сильнѣйшимъ облачнымъ погасаніемъ, турмалинъ погасаетъ совершенно споксійно.

Послѣ окончательнаго застыванія магмы неоднократно происходили дополнительныя интрузіи, давшія жильныя разности гранита, аплиты и пегматиты. Что дополнительныя интрузіи происходили изъ того же магматическаго бассейна, въ этомъ убѣждаетъ насъ присутствіе крупныхъ выдѣленій полевыхъ шпатовъ въ жильномъ гранитѣ, на которыя указано выше, и которыя оказались тождественными полевымъ шпатамъ массивнаго гранита. Эти выдѣленія сохранились, очевидно, въ остаточной части дифференцированной магмы, съ которой они и были впоследствии вынесены.

Трудно лишь объяснить образованіе порфировидныхъ призмъ ортоклаза, которыя находятся во всѣхъ разностяхъ гранита и отличаются своею величиною и болѣе правильными формами отъ обычныхъ порфировыхъ выдѣленій порфиръ-гранитовъ. У насъ нѣтъ достаточнаго матеріала для полнаго освѣщенія этого труднаго въ петрографіи гранитовъ вопроса; наблюденія показываютъ какъ-будто, что всѣ эти выдѣленія относятся къ образованіямъ одного порядка, и если ортоклазъ часто встрѣчается въ особенно крупныхъ правильныхъ индивидахъ, то это обуславливается, вѣроятно, нѣкоторыми его кристаллизаціонными свойствами.

Что касается глубины того горизонта, на которомъ закончилась интрузія описаннаго гранита, то можно думать, что это была крайняя периферическая часть литосферы. На это указываетъ характерная не только въ окраинныхъ фаціяхъ, но и въ самомъ центрѣ массивовъ порфиръ-гранитовая структура породы, а особенно очень мелкое зерно основной массы въ окраинныхъ фаціяхъ, свидѣтельствующія о быстромъ и сильномъ пониженіи температуры послѣ интрузіи, а также о низкихъ температурныхъ условіяхъ въ окружающихъ горныхъ породахъ.

Микроклиновый біотитовый гранитъ.

Этотъ типъ гранита Кударинскаго района имѣетъ здѣсь наибольшее распространеніе. Онъ слагаетъ всѣ штоки въ западной части района по рчч. Будуну, Шулюгуну, Бельтѣ и по среднему теченію р. Кудары, тотъ-же гранитъ образуетъ небольшой штокъ лѣваго склона верховьевъ рч. Дзерлика и рядъ шточковъ на NO района въ верховьяхъ рч. Кырысы.

Этот микроклиновый гранитъ и макро-и микро-скопически по составу и структурѣ своей тѣсно примыкаетъ къ ортоклазовому граниту, и потому описаніе его будетъ чисто сравнительнымъ.

Общій обликъ гранита характеризуется болѣе рѣзко выраженной порфиричностью; при этомъ порфиричныя выдѣленія представлены лишь полевымъ шпатомъ, и только въ периферическихъ частяхъ штоковъ къ нимъ присоединяется порфиновый кварцъ. Темноцвѣтные элементы въ этомъ гранитѣ представлены однимъ біотитомъ; небольшое же количество послѣдняго обуславливаетъ почти лейкократовый характеръ породы. Общая микроструктура породы полнокристаллическая, частью порфиридная, съ средней крупностью зерна основной массы, гипидіоморфная.

Составъ гранита въ порядкѣ выдѣленія такой: апатитъ, цирконъ, титанитъ, магнетитъ, біотитъ, микроклинъ, плагіоклазъ, кварцъ. Сравнительно съ описаннымъ выше гранитомъ здѣсь отсутствуетъ ортоклазъ, но появляется новый минералъ полевошпатовой группы—микроклинъ.

Изъ отдѣльныхъ выдѣленій кварцъ не обнаруживаетъ какихъ-либо особенностей: то же облачное погасаніе, тѣ же полисомы и резорбція. Но всѣ эти явленія выражаются здѣсь значительно рѣзче. Микроклиновый гранитъ испыталь, очевидно, еще большія колебанія температуры и давленія, чѣмъ ортоклазовый.

Известково-натровые полевые шпаты представляютъ тоже полную аналогію таковымъ въ ортоклазовомъ гранитѣ. Исслѣдованіе ихъ на простомъ поляризаціонномъ микроскопѣ и по универсально-оптическому методу на фѣдоровскомъ столикѣ показало ихъ родство какъ по структурѣ, такъ и по составу.

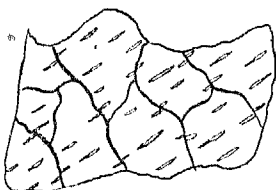
Микроклинъ—новый компонентъ въ составѣ япскихъ гранитовъ—замѣтно преобладаетъ надъ плагіоклазомъ и по грубому опредѣленію подъ микроскопомъ составляетъ не менѣе $\frac{2}{5}$ общаго объема породы. Онъ образуетъ неправильно ограниченные призмы, при скрещенныхъ николяхъ характеризуется ясною въ большинствѣ случаевъ рѣшеткой или прерывистой неявной двойниковой штриховкой и отъ другихъ полевыхъ шпатовъ всегда отличается свѣжестью. Какъ и въ ортоклазѣ, въ немъ обычно микропертитовое прорастаніе альбитомъ, количество котораго часто бываетъ очень значительно.

Исслѣдованіе микроклина на фѣдоровскомъ столикѣ дало уголъ между оптическими осями, колеблющійся отъ $2V = (-) 84^{\circ}$ до $2V = (-) 86^{\circ}$.

Такимъ образомъ, калиево-натровый полевоы шпатель микроклинового гранита по своему составу тождественъ ортоклазу, отвѣчая тому-же № 10.

Микроскопическое изслѣдованіе ряда шлифовъ показало, что микроклинъ испыталъ сильное первичное давленіе, которое выражается различно. Почти все кристаллы микроклина первой генерации, образующіе порфиридовыя выдѣленія въ породѣ, отличаются сильнымъ облачнымъ погасаніемъ; въ нѣкоторыхъ индивидахъ къ этому присоединяется сильное смятіе минерала, выражающееся въ нарушеніи правильной штриховки, при чемъ двойниковыя полосы оказываются неправильно изогнутыми, какъ бы

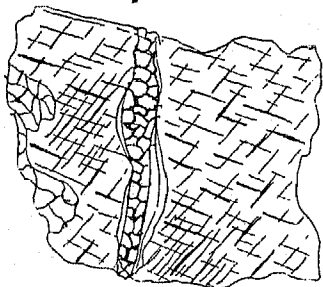
Фиг. 9.



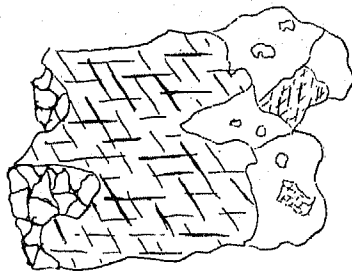
смѣщенными въ одномъ направленіи; иные же кристаллы оказываются раздробленными, и только общая въ отдѣльныхъ обломкахъ ориентировка штриховки или альбитовыхъ полосъ указываетъ на принадлежность мелкихъ обломковъ къ одному большому зерну (фиг. 9).

Это давленіе, какъ и въ ортоклазовомъ гранитѣ, произошло, очевидно, сразу послѣ кристаллизаціи крупныхъ призмъ минерала. Подъ вліяніемъ, вѣроятно, передвиженія магмы вмѣстѣ съ сильнымъ боковымъ давленіемъ условія кристаллизаціи рѣзко измѣнились, и кромѣ чисто механическаго смятія и раздробленія первыхъ выдѣленій, произошло ихъ развѣданіе и частичное переплавленіе. При этомъ характерно, что особенно рѣзко выраженное явленіе резорбціи наблюдается въ порфиридовыихъ выдѣленіяхъ микроклина (фиг. 10 и 11); въ плагіоклазахъ же оно или очень слабо или совсемъ не проявляется.

Фиг. 10.



Фиг. 11.



Итакъ, образованіе микроклинового гранита произошло, очевидно, въ тѣ же описанныя выше двѣ фазы. Равномѣрное давленіе и высокая температура первой фазы способствовали спо-

койной кристаллизаціи крупныхъ индивидовъ полевого шпата и кварца; повышенное давленіе, вызванное, вѣроятно, интрузіей магмы, и новыя физико-химическія условія второй фазы вмѣстѣ съ смятіемъ и раздробленіемъ ранѣе образовавшихся минераловъ обусловили образованіе мелкаго матеріала, который отложился по трещинкамъ и зонамъ смятія и по периферіи первыхъ кристалловъ.

Необходимо отмѣтить, что порфировидныя выдѣленія микроклина даннаго типа гранита по большинству своихъ свойствъ аналогичны обыкновеннымъ порфировымъ образованіямъ интрузивныхъ породъ.

Гнейсо--гранить.

Третій, послѣдній типъ Кударинскихъ гранитовъ, представленъ микроклиновымъ гнейсо-гранитомъ или микроклиновымъ ортогнейсомъ. Этотъ гранить образуетъ штокъ въ верхнемъ и среднемъ теченіи рч. Хота Катанцинскаго; онъ же слагаетъ значительную часть большаго гранитнаго массива въ сѣверной части района, по нижнему теченію р. Кудары и между рр. Кырсой и Чикоемъ.

Будучи наиболѣе близокъ микроклиновому граниту, гнейсо-гранить этихъ интрузивныхъ тѣлъ мѣстами принимаетъ составъ ортоклазоваго гранита; отъ обоихъ типовъ онъ отличается существенно текстурой и отчасти составомъ.

Темноцвѣтные элементы, располагаясь по болѣе или менѣе параллельнымъ плоскостямъ, какъ это видно на поперечномъ сѣченіи породы, обуславливаютъ характерную гнейсовидную текстуру, которая однако исчезаетъ даже при слабомъ увеличеніи микроскопа. Въ составѣ гранита новымъ является только мусковитъ, а въ штокъ по рч. Хоту Катанцинскому къ послѣднему присоединяется еще красный гранатъ.

Мусковитъ образуетъ безцвѣтные удлиненные съ хорошею спайностью листочки, отличается яркими поляризаціонными цвѣтами и встрѣчается въ видѣ включеній во всѣхъ составныхъ частяхъ породы. Послѣднее обстоятельство указываетъ на его несомнѣнное первичное происхожденіе и выдѣленіе въ самую раннюю фазу затвердѣванія магмы. Кромѣ того, макроскопически мусковитъ располагается вмѣстѣ съ біотитомъ по параллельнымъ плоскостямъ, обуславливая гнейсовидность породы.

Гранатъ характеренъ для гнейсо-гранита рч. Хота Катанцинскаго и встрѣчается въ довольно крупныхъ, равномерно распределенныхъ въ породѣ, хорошо ограниченныхъ кристаллахъ съ

яно различными и не вооруженнымъ глазомъ гранями. Цвѣтъ граната красный, иногда блѣдно-желтый; большое количество желтыхъ и красныхъ кристалловъ граната обуславливаетъ замѣтный желтоватый оттѣнокъ нѣкоторыхъ участковъ гранита. Подъ микроскопомъ гранатъ безцвѣтенъ, отличается рѣзкимъ рельефомъ и неправильными грубыми трещинами; изотропенъ.

Во взаимоотношеніи остальныхъ составныхъ частей гнейсо-гранита повторяется все то, что было отмѣчено выше. Нѣсколько ново только взаимоотношеніе кварца и микроклина. Всегда ксеноморфные къ другимъ составнымъ частямъ эти два минерала часто взаимно прорастаютъ другъ друга, а, слѣдовательно, выдѣленіе ихъ, происшедшее въ концѣ затвердѣванія магмы, нѣкоторое время продолжалось одновременно. Впрочемъ, выдѣленіе микроклина продолжалось и послѣ кварца, на что указываетъ присутствіе въ микроклинѣ включеній крупныхъ кварцевыхъ зеренъ—даже въ тѣхъ случаяхъ, когда никакихъ признаковъ резорбціи въ полевоомъ шпатѣ не проявляется.

Отсюда порядокъ выдѣленія компонентовъ наиболѣе типичнаго гнейсо-гранита можно намѣтить такой: апатитъ, цирконъ, титанитъ, магнетитъ, гранатъ, мусковитъ, біотитъ, плагиоклазъ, кварцъ, микроклинъ.

Какъ уже было отмѣчено выше, въ нѣкоторыхъ частяхъ штоковъ, сложенныхъ изъ описываемаго ортогнейса, калиево-натровый полевой шпатъ выражается моноклинною разностью; при чемъ наличность того или иного вида полевого шпата стоитъ какъ бы въ связи съ относительнымъ количествомъ алюмосиликата. Тамъ, гдѣ это количество незначительно, появляется ортоклазъ; гдѣ же калиево-натровый полевой шпатъ рѣшительно преобладаетъ надъ известково-натровымъ, тамъ выдѣляется микроклинъ, и гнейсо-гранитъ приближается къ микроклиновому.

Исслѣдованіе калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ на фѣдоровскомъ столѣкѣ подтвердило близость гнейсо-гранита къ микроклиновой и ортоклазовой разностямъ гранитовъ района. Дѣйствительно, уголъ между оптическими осями калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ триклиннаго ряда колеблется отъ $2V = (-) 84^\circ$ до $2V = (-) 86^\circ$; а для моноклиннаго ряда $2V = (-) 64^\circ$. И въ томъ, и въ другомъ случаѣ мы имѣемъ, такимъ образомъ, № 10, установленный для калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ описанныхъ типовъ гранита.

Фаціальныя разности: жильные граниты, аплиты и пегматиты ни въ микроклиновомъ гранитѣ, ни въ гнейсогранитѣ не представляютъ какихъ-либо особенностей, и въ отдѣльномъ ихъ разсмотрѣніи поэтому нѣтъ необходимости.

Что касается образованія гнейсо-гранита, то вышеозначенное заставляет думать, что этотъ гранитъ испыталъ только одну фазу затвердѣванія. Съ самаго начала кристаллизаціи затвердѣваніе магмы происходило здѣсь подѣ сильнымъ давленіемъ, обусловившимъ среди первыхъ въ порядкѣ выдѣленія компонентоѵ гранита появленіе мусковита и граната, минералоѵ при маломъ молекулярномъ объемѣ съ большимъ удѣльнымъ вѣсомъ, и создавшимъ ту гнейсовидность породы, которая отличаетъ ее отъ другихъ гранитоѵ. Въ эту фазу успѣла, очевидно, затвердѣть вся магма, въ чемъ убѣждаетъ почти равномерное зерно гнейсо-гранита.

Общіе выводы.

Близость качественного минералогического состава и структуры описанныхъ гранитоѵ заставляет думать, что материнская магма всѣхъ трехъ типовъ является общей, и только различіе физико-химическихъ условій, въ которыхъ происходило затвердѣваніе, обусловило нѣкоторое различіе въ ихъ структурѣ и отчасти въ минералогическомъ составѣ. О вліяніи физико-химическихъ условій на структуру гранитоѵ достаточно подробно говорилось при описаніи каждаго отдѣльнаго типа. Не такъ просто объяснить различія въ минералогическомъ составѣ породъ—особенно различное проявленіе калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ.

Сопоставленіе условій выдѣленія послѣднихъ минералоѵ въ гнейсовой и ортоклазовой разностяхъ гранитоѵ невольно наталкиваетъ на мысль, не стоитъ ли выдѣленіе этихъ полевыхъ шпатовъ въ связи съ ихъ относительнымъ количествомъ. Въ ортоклазовомъ гранитѣ, гдѣ количество калиево-натроваго полевого шпата вообще незначительно, и въ тѣхъ пегматитахъ, гдѣ этотъ компонентъ также является въ подчиненномъ количествѣ, выдѣляется только ортоклазъ; въ микроклиновомъ же гранитѣ, въ которомъ калиево-натровый полевой шпатъ составляетъ не менѣе $\frac{1}{3}$ общаго объема породы, а также въ тѣхъ пегматитахъ, которые представляютъ какъ-бы сплошное зерно полевого шпата лишь съ мелкими вкрапленіями кварца,—въ этихъ случаяхъ появляется микроклинь.

Возможно, что существенную роль тутъ играютъ минерализаторы, къ которымъ представители триклиннаго и моноклиннаго ряда относятся неодинаково. Въ то время какъ ортоклазъ обычень въ вулканическихъ горныхъ породахъ и довольно легко былъ полученъ искусственно въ лабораторныхъ условіяхъ (опыты Фуке и М. Леви*), микроклинь въ эффузивныхъ породахъ чрезвычайно

*) К. Богдановичъ. Рудныя мѣсторожденія. I, 1912. стр. 24.

рѣдокъ и искусственно до сихъ поръ не полученъ, такъ какъ для образованія его необходимо, повидимому, присутствіе большого количества минерализаторовъ. Вѣроятная связь этихъ двухъ факторовъ какъ бы подтверждается преимущественнымъ выдѣленіемъ микроклина въ особенно грубозернистыхъ пегматитахъ, которые, конечно, получились на счетъ магмы, очень богатой минерализаторами, и которые состоятъ въ то же время существенно изъ полевого шпата. По всей вѣроятности, этими минерализаторами была богата и магма, давшая гранты съ большимъ количествомъ калиево-натроваго полевого шпата; послѣдній и выдѣлился тутъ въ видѣ микроклина.

Конечно, различіе въ общемъ минералогическомъ и химическомъ составѣ Кударинскихъ гранитовъ является слѣдствіемъ дифференціаціи первичной магмы, и въ отношеніи къ этому процессу наши граниты распредѣляются слѣдующимъ образомъ. Наименѣе дифференцированнымъ является ортоклазовый гранитъ, который имѣетъ средній гранито-діоритовый составъ: небольшое количество калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ и роговая обманка среди темноцвѣтныхъ компонентовъ приближаютъ его къ группѣ діорита. Микроклиновый гранитъ уже значительно расщепленъ: въ качествѣ темноцвѣтной составной части этотъ гранитъ имѣетъ лишь біотитъ, количество калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ увеличивается на счетъ плагиоклазовъ, и самые выходы гранита пересѣкаются многочисленными жилами и сопровождаются цѣлыми штоками діорита.

Основываясь на такой разницѣ въ степени дифференціаціи первичной магмы, мы можемъ намѣтить ту вѣроятную послѣдовательность, въ какой происходила интрузія магмы описанныхъ гранитовъ. Первымъ интрузировалъ, какъ-будто, наименѣе дифференцированный ортоклазовый гранитъ Цаганъ-Удаурскаго типа; микроклиновыя же разности, какъ расщепленные сильнѣе, интрузировали значительно позже, когда процессы распадѣнія въ материнской магмѣ достигли уже до обособленія болѣе основныхъ фракцій гранита.

Въ рѣшеніи вопроса о послѣдовательности интрузіи кударинскихъ гранитовъ мы не располагаемъ, однако, самымъ достовѣрнымъ критеріемъ—явленіемъ включенія или взаимнаго пересѣченія. Эту послѣдовательность все же не трудно было бы установить въ предположеніи, что боковое давленіе, связанное съ пликативными процессами и дѣйствовавшее, какъ мы видѣли, на застывавшую магму, имѣло только одну фазу.

При справедливости послѣдняго предположенія послѣдовательность интрузіи гранитовъ оказывается какъ разъ обратной той какая только что указана. Первымъ въ этомъ случаѣ долженъ былъ интрузировать гнейсо-гранитъ; интрузія его произошла въ самомъ началѣ кристаллизаціи магмы и проявленія бокового давленія; магма остановилась несомнѣнно на глубокихъ горизонтахъ литосферы, о чемъ говоритъ равномѣрное и относительно крупное зерно гнейсо-гранита. Слѣдующимъ по времени интрузировалъ микроклиновый гранитъ; ортоклазовый же гранитъ Цаганъ-Удзурскаго типа является наиболѣе позднимъ образованіемъ. Кромѣ того, магма послѣдняго гранита застывала на сравнительно небольшой глубинѣ, при низкихъ температурныхъ условіяхъ въ окружающихъ горныхъ породахъ, такъ какъ гранитъ имѣетъ вообще порфировую структуру съ достаточно мелкозернистой основной массой.

Болѣе юный возрастъ гранита Цаганъ-Удзурскаго типа подтверждается и наблюдаемой въ немъ рѣзкой зонарностью плагиоклаза¹⁾, которая или очень слаба или совсѣмъ отсутствуетъ въ микроклиновыхъ разностяхъ интрузивной породы: неоднородность минерала, вызванная измѣненіемъ при его образованіи физико-химическихъ условій, подъ влияніемъ диффузионныхъ токовъ успѣла уже въ этихъ гранитахъ сгладиться, между тѣмъ какъ въ Цаганъ-Удзурскомъ гранитѣ эта неоднородность еще хорошо сохранилась. На то же указываетъ и микропертитовое прорастаніе калиево-натровыхъ полевыхъ шпатовъ альбитомъ, наиболѣе рѣзкое въ микроклиновыхъ типахъ и слабѣе замѣтное въ ортоклазовой разности гранита²⁾. Впрочемъ, разницу въ строеніи полевыхъ шпатовъ сравниваемыхъ гранитовъ можно еще отчасти объяснить нѣкоторой закалкой компонентовъ гранита Цаганъ-Удзурскаго типа при скоромъ застываніи соответственной магмы.

Итакъ, послѣдовательность интрузіи Кударинскихъ гранитовъ не устанавливается съ достаточной точностью; можно лишь сказать, что всѣ эти интрузіи относятся къ одному геологическому періоду.

Изученіе геологическаго строенія Кударинскаго района позволяетъ сдѣлать **общія замѣчанія объ условіяхъ его золотоносности.**

Разрабатываемыя въ настоящее время по рч. Цаганъ-Удзуру и у устья послѣдняго по р. Кударѣ россыпи золота даютъ право считать несомнѣнно золотоноснымъ ортоклазовый біотитово-рогово-

¹⁾ М. А. Усовъ. Законы физико-химии въ примѣненіи къ петрографіи. Журн. О-ва Сиб. Инж. 1913 г., стр. 11.

²⁾ Ibidem, стр. 8.

обманковый гранитъ, такъ какъ никакихъ другихъ изверженныхъ горныхъ породъ, съ которыми связываются коренныя мѣсторожденія золота, здѣсь не имѣется; впрочемъ, золотоносность даннаго гранита доказывается непосредственно находженіемъ въ немъ кварцевыхъ золотоносныхъ жилкокъ.

Если это такъ, то золотоносными должны быть и другія разности гранитовъ, какъ происшедшія отъ одной магмы и изъ общаго съ ортоклазовымъ гранитомъ магматическаго очага—только въ разное время и при иныхъ условіяхъ интрузировавшія. И нужно сказать, что широко поставленное въ Кударинскомъ районѣ дѣло развѣдки, а также тѣ работы, какія велись на разсыпное золото въ вершинѣ рч. Кырысы и въ настоящее время ведутся по рч. Уланъ-Шабортуе, вполне подтверждаютъ теоретическій выводъ о золотоносности и микроклиновыхъ типовъ гранита.

Вообще развѣдка на разсыпное золото, захватившая за послѣдніе годы почти все болѣе или менѣе значительные ключи и рѣчки района, показала, что все они въ большей или меньшей степени являются золотоносными. При этомъ характерно то обстоятельство, что рѣчки, прорѣзающія значительные гранитные штоки, обнаруживаютъ только признаки золота (рч. Будунъ въ среднемъ теченіи, рч. Хоть Катандинскій); рѣчки же, связанные съ небольшими шточками или захватывающія только периферическія части болѣе значительныхъ штоковъ (рч. Уланъ-Шабортуе, рч. Цаганъ-Удзуръ, р. Кудара), часто обнаруживаютъ богатое промышленное золото. Богатство золотыхъ росышей обусловливается здѣсь какимъ то факторомъ, повидимому, не зависящимъ отъ природы гранита.

Такое распределеніе золотыхъ росышей можно объяснить лишь слѣдующимъ образомъ. Золотоносныя, какъ и всякія другія, эманации, покидая застывавшую подъ давленіемъ магму, перехватывались боковыми породами—особенно верхняго контактоваго пояса, куда главнымъ образомъ и устремлялись эти эманации; съ другой стороны верхній контактовый поясъ всегда характеризуется присутствіемъ мелкихъ интрузивныхъ тѣлъ, какъ отпрысковъ главнаго массива. Если теперь принять во вниманіе, что росыши происходятъ на счетъ разрушенныхъ коренныхъ мѣстороженій золота, то связь ихъ съ мелкими гранитными штоками и вообще съ контактовыми зонами массивовъ является естественной.

Воплнѣ понятно тогда появленіе росыши рч. Уланъ-Шабортуе, протекающей въ боковомъ контактовомъ поясѣ большого Кырысинскаго гранитнаго массива и въ верхнемъ поясѣ другого подземнаго штока. Понятно и странное на первый взглядъ рас-

предѣленіе золота въ Цагань-Удзурской долинѣ, особенно богатой въ среднемъ и нижнемъ теченіи, — въ той промежуточной части контактовой зоны, гдѣ улавливались золотоносныя эманации отъ трехъ штоковъ гранита, сходящихся, вѣроятно, въ одинъ общій массивъ на небольшой глубинѣ.

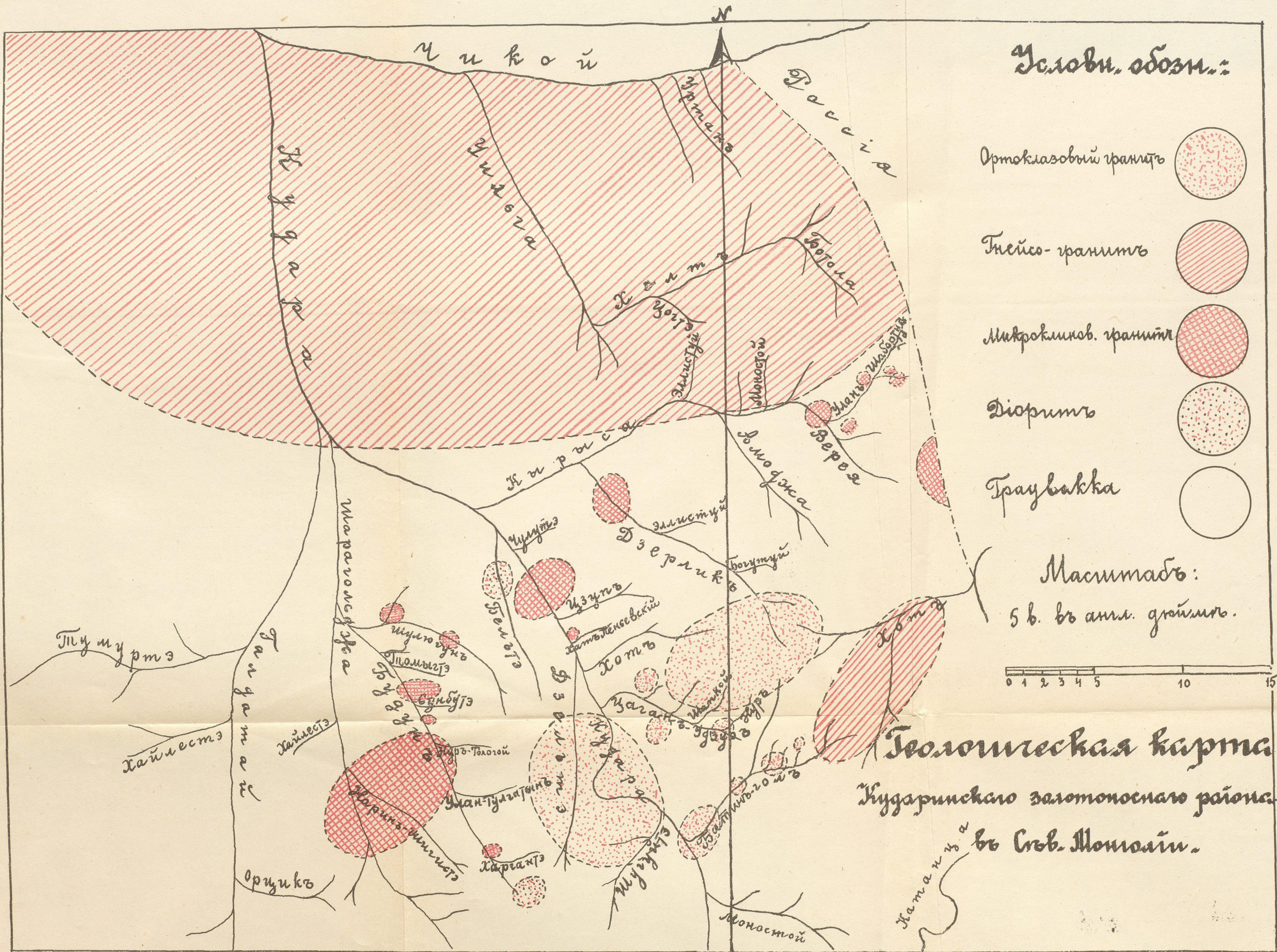
Въ подобныхъ же условіяхъ находится какъ будто и долина рч. Катанцинскаго Хота, проходящая между двумя большими гранитными штоками; но сдѣланные выше общіе выводы о геологическомъ строеніи района заставляютъ думать, что здѣсь эти условія не совсѣмъ благоприятны въ золотоносномъ отношеніи. Дѣйствительно, два большихъ штока этой долины принадлежатъ къ двумъ крайнимъ типамъ гранита, интрузія которыхъ раздѣлена значительнымъ промежуткомъ во времени; поэтому предполагать на небольшой глубинѣ ихъ схождение нѣтъ основаній, боковые же контакты золотоносны сравнительно слабо.

Съ послѣдней точки зрѣнія не дадутъ промышленнаго золота всѣ тѣ рѣчныя долины, которыя связаны съ большимъ нижнекударинскимъ массивомъ. Безнадежность этихъ долинъ въ золотоносномъ отношеніи подтверждается и другимъ соображеніемъ. Сравнительно небольшое контактное измѣненіе окружающихъ горныхъ породъ и слабо проявленная гранитная инъекція въ сланцахъ заставляютъ предполагать здѣсь вскрытіе нижней части массива, той именно части его, гдѣ менѣе всего можно ждать развитія золотоносныхъ эманаций. Верхнія же части массива, въ которыхъ могли удержаться эти эманации, смыты денудацией.

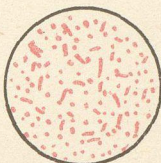
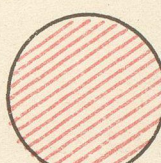
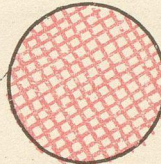
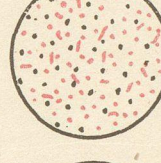
Указанныя условія золотоносности въ Кударинскомъ районѣ, опредѣляемые такими факторами, какъ характеръ гранита, величина гранитныхъ штоковъ, степень контактоваго измѣненія сланцевъ и даже относительные глубинные горизонты, вскрываемые денудацией, заставляютъ сказать, что благонадежность каждой долины можетъ быть окончательно выяснена здѣсь только послѣ тщательныхъ, каждый разъ особыхъ геологическихъ изслѣдованій.

13 Апрѣля 1914 года.

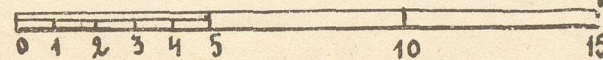
М. Коробинъ.



Услови. обозн.:

- Ортоклазовый гранитъ 
- Тertiary-гранитъ 
- Микроклинов. гранитъ 
- Диоритъ 
- Траувакка 

Масштабъ:
5 в. въ англ. дюймъ.



Геологическая карта
Кударинскаго золотоснаго района
въ Сѣв. Монголіи.