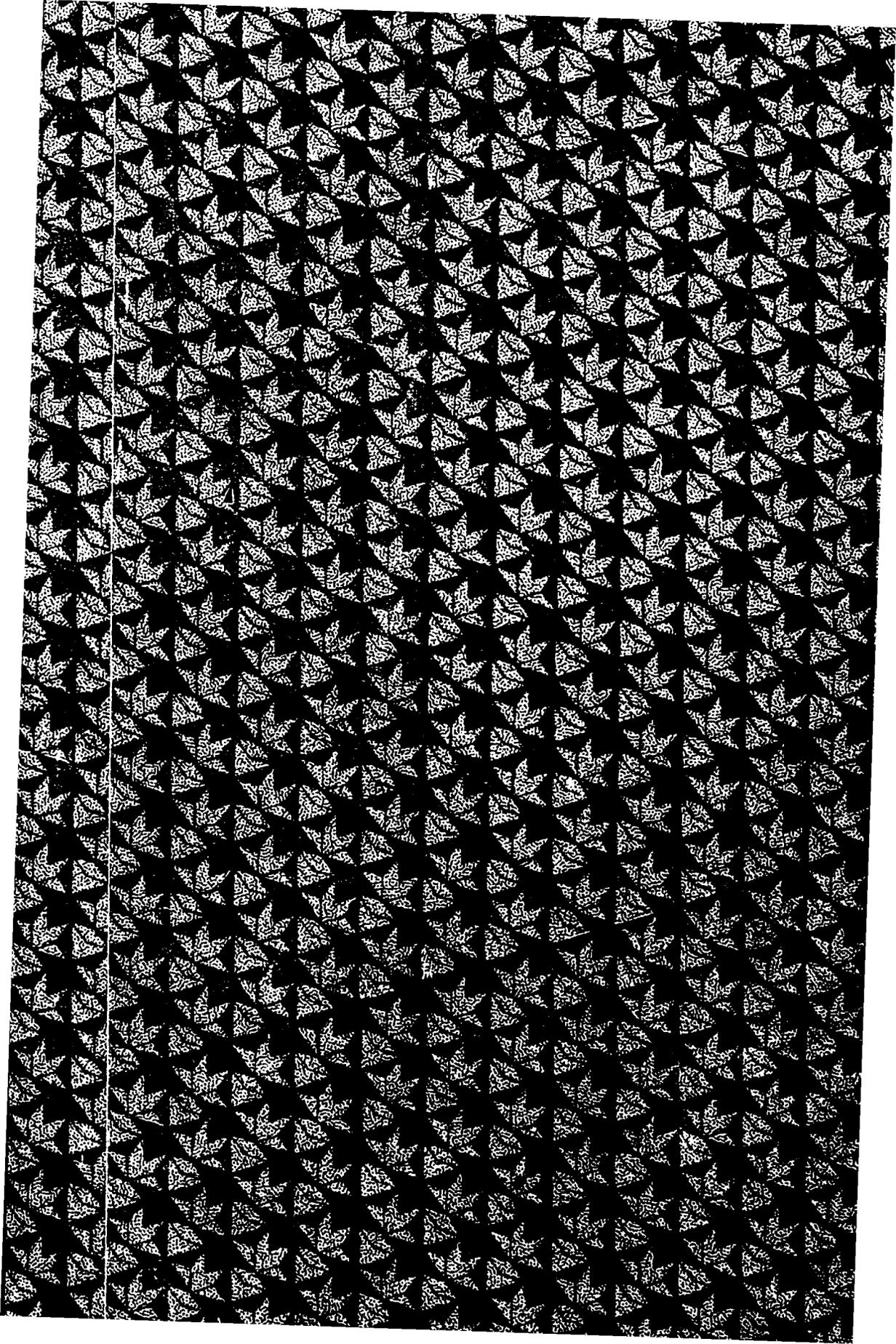


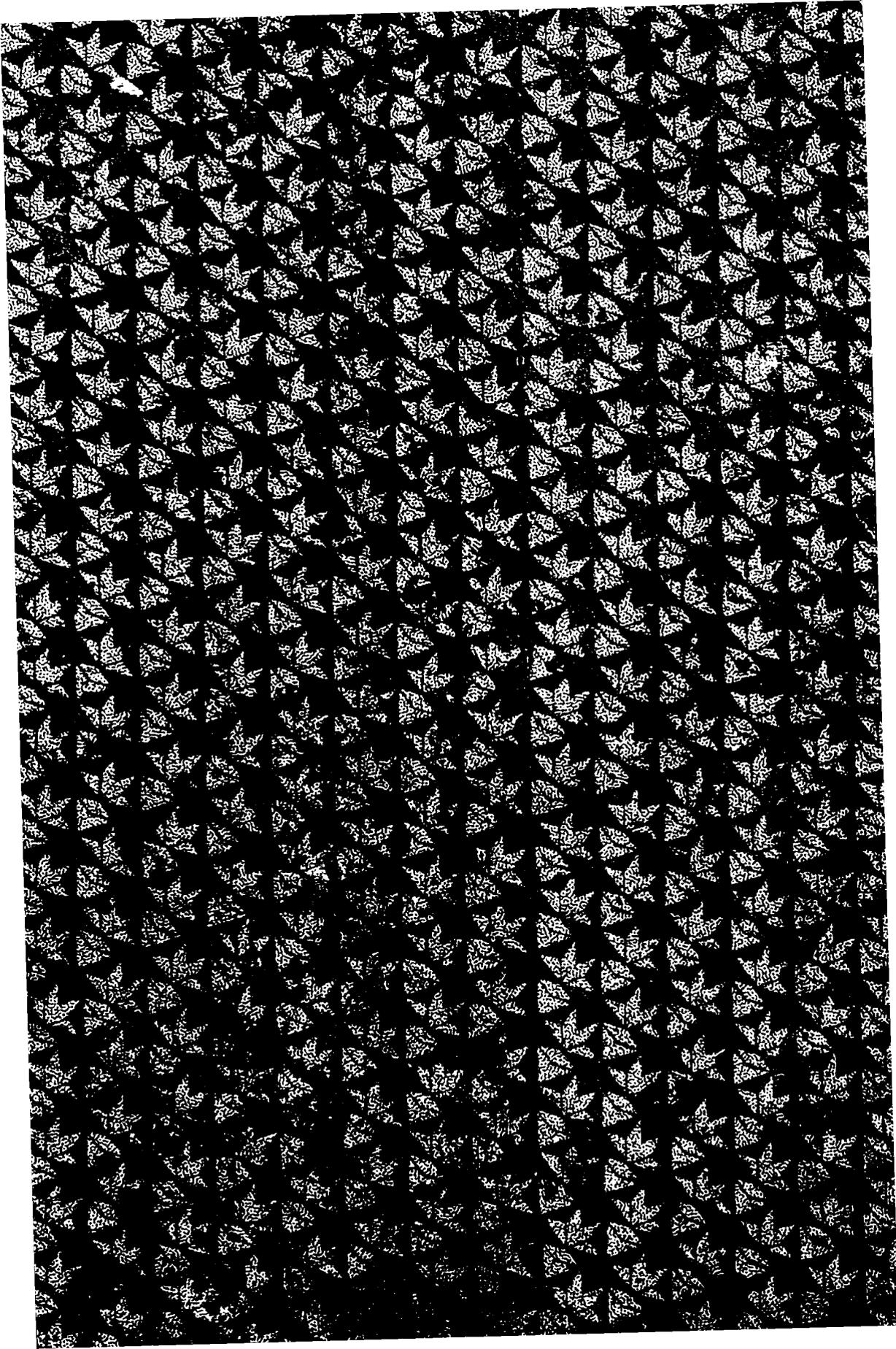
521.7
04-37

ВИАМ

ИНФОРМАЦИОННЫЙ
СБОРНИК

1



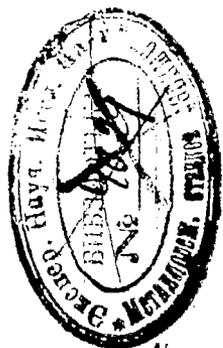


НКТП СССР

ГЛАВНОЕ УПРАВЛЕНИЕ АВИАЦИОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

ВСЕСОЮЗНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

ИНФОРМАЦИОННЫЙ СБОРНИК



1

5840

М Е Т А Л Л Ы

1 9 3 3

2
ГОС. ГУБЕРНИАЯ
НАДПЕЧАТКА ТАМБОВСКОЙ
ОБЛАСТИ РСФСР

49 / 11 / 61

Н
12/8
н/

Редактор ВИАМ Н. Н. Иванова

Редактор Е. В. Латынина

Упол. Главл. В—57498. Зак. 1092. Тир. 1000 экз. Сдано в наб. 28/IV-33 г. Подпис. к печ. 15/VI-33 г.

Школа ФЗУ ОГИЗа РСФСР треста „Полиграфкнига“ им. Арт. Халатова

I. СТАТЬИ

Инж. И. Е. Конторович

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОАЛЮМИНИЕВОМОАНИДЕНОВОЙ СТАЛИ.

Исследованию подвергались электростали следующих составов:

Марка стали	Химический состав в %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Al	Mo	Ni
ХМА-2	0,26	0,45	0,55	0,007	0,034	1,45	0,75	0,50	—
ХМА-3	0,34	0,45	0,25	0,006	0,021	1,60	0,83	0,63	0,47

По сравнению со сталями, применяемыми в американской практике, исследуемые стали содержат повышенное количество Mo и Cr. Составы американских сталей для нитрирования следующие:

Марка стали	Химический состав в %							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Mo
Nitralloy H	0,20—0,30	0,4—0,7	0,30	0,03	0,03	0,8—1,3	0,3—1,2	0,15—0,25
Nitralloy C	0,30—0,40	0,4—0,7	0,30	0,03	0,03	0,8—1,3	0,8—1,2	0,15—0,25

Исследование сталей ХМА-2 и ХМА-3 приведенных составов заключалось в определении условий закалки стали и в выявлении механических свойств после нормальной термической обработки.

Температура закалки устанавливалась на основании данных дилатометрического, термического и микроскопического анализов.

Критические точки сталей, определенные на дилатометре Шевенара с фотографической записью, получились следующие:

Марка стали	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar' ₁	Ar ₁
ХМА-2	780	930	800	700	550
ХМА-3	805	910	—	520	290

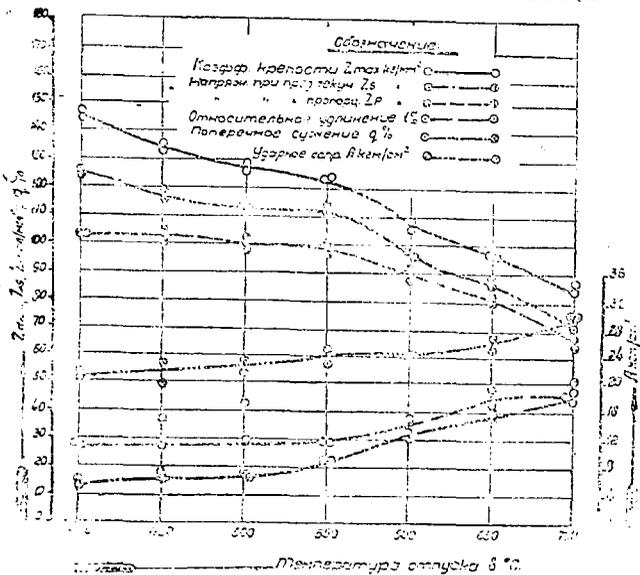
Из приведенных данных следует, что стали ХМА-2 и ХМА-3 обнаруживают при нагреве значительное повышение точки Ac₁ а при охлаждении большой гистерезис, повышающийся с увеличением содержания углерода в стали.

Определение критических точек этих сталей методом твердости и микроструктуры подтвердило данные дилатометрического анализа.

На основании результатов дилатометрического, термического и микроскопического анализов была выбрана температура закалки 950°С, а в качестве охладителя было взято масло.

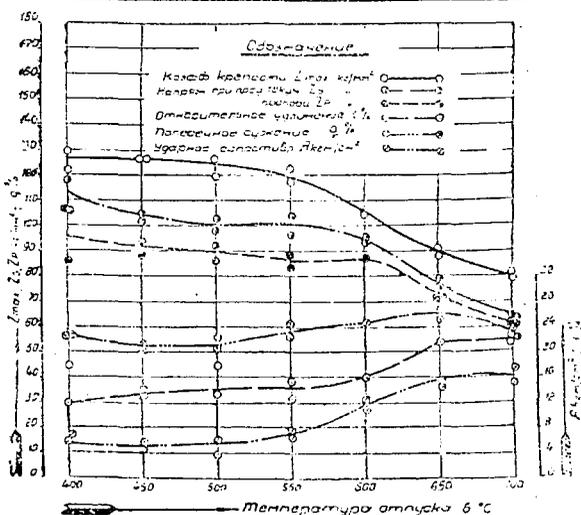
Для выявления механических свойств в зависимости от температуры отпуска заготовки диаметром 20 или 25 мм и длиной 65 мм закаливались при 950°C в масло (а сталь ХМА-2 также и в воду) и отпускались на температуры от 400 до 700°C, с интервалом в 50°. Из термически обработанных указанным способом заготовок готовились затем образцы на разрыв для испытания на прессе Гагарина и образцы Менаже для испытания на удар. Условия термической обработки, а равно и полученные результаты испытаний приводятся в табл. 1, 2 и 3 и на диаграммах фиг. 1, 2 и 3.

Химический состав в %										Диаметр заготовки		Способ термической обработки		
C	Cr	Al	Mo	Mn	Si	S	P	Ø	длина	закалка	отпуск	температура	среда	длительность
0,25	14,5	0,75	0,50	0,45	0,55	0,007	0,010	20	65	550	15	вода	400-700	30



Фиг. 1. Механические свойства стали марки ХМА-2 после закалки в воду и отпуска на указанные температуры.

Химический состав в %										Диаметр заготовки		Способ термической обработки		
C	Cr	Al	Mo	Mn	Si	S	P	Ø	длина	закалка	отпуск	температура	среда	длительность
0,25	14,5	0,75	0,50	0,45	0,55	0,007	0,010	20	65	550	15	масло	400-700	30



Фиг. 2. Механические свойства стали марки ХМА-2 после закалки в масло и отпуска на указанные температуры.

Из полученных данных следует, что сталь ХМА-2 после закалки в воде обнаружила лучшие механические свойства, чем после закалки в масле, как в отношении прочности (Z_{max} , Z_s , Z_p), так и вязкости (i , q и A).

Сталь ХМА-3, имея повышенное по сравнению со сталью ХМА-2 содержание С, показывает также и большие Z_{max} , Z_s , Z_p , и отношение $\frac{Z_p}{Z_{max}}$, чем сталь ХМА-2,

обнаруживая при этом в интервале температур отпуска 400—550°C и пониженные i , q и A . При более высоких температурах отпуска 600—650°C i , q и A стали ХМА-3, не уступая этим же характеристикам стали ХМА-2, показывают, однако, более высокие Z_{max} , Z_s , Z_p и отношение $\frac{Z_p}{Z_{max}}$, чем в стали ХМА-2.

Как ранее упоминалось, в САСШ применяются хромоалюминиевомолибденовые стали Nitralloy G и H. Механические свойства этих сталей в зависимости от термической обработки приводятся на фиг. 4 и 5.

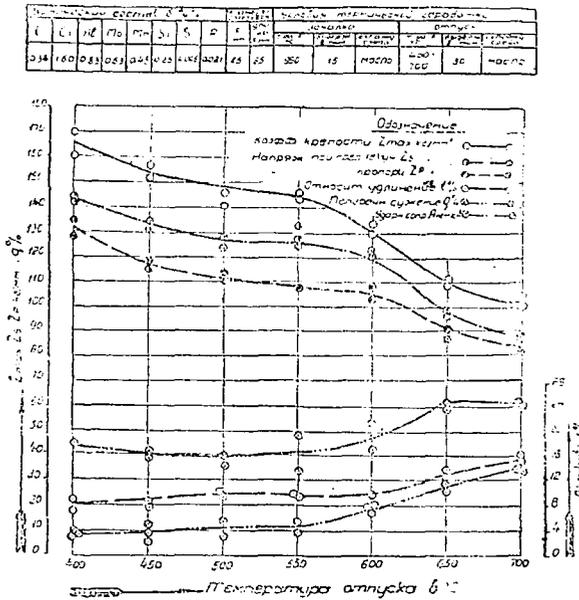
Полученные на сталях ХМА-2 и ХМА-3 механические свойства не уступают, а в некоторых случаях превосходят механические качества сталей Nitralloy G и H, несмотря на большее сечение образцов ХМА-2 и ХМА-3, подвергавшихся обработке.

Благодаря высоким механическим свойствам хромоалюминиевомолибденовые стали ХМА-2 и ХМА-3 могут применяться как взамен цементуемых с последующей азотизацией, так и взамен нецементуемых без последующей азотизации.

На основании вышеприведенного можно прийти к следующим выводам:

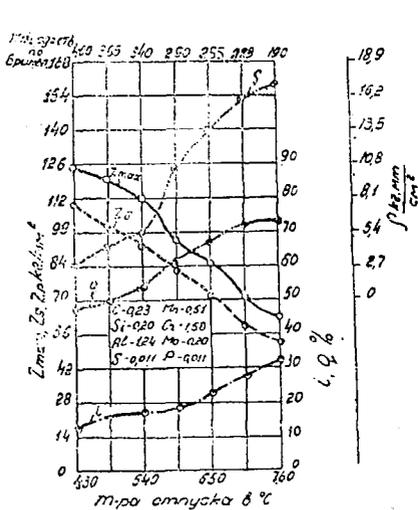
1. Исследованные хромоалюминиевомолибденовые стали являют

материалом с высокими механическими свойствами, не уступающими механическим свойствам лучших сортов хромоникелевых, хромоникельванадиевых и др. высоколегированных конструкционных сталей.

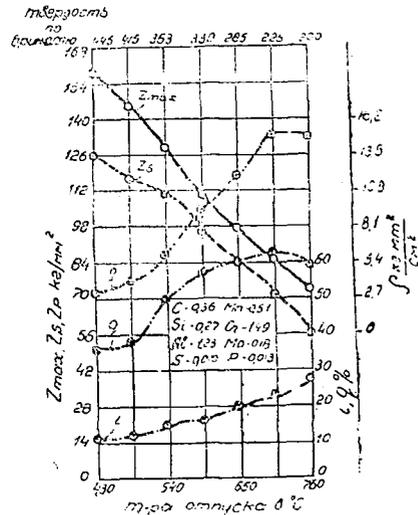


Фиг. 3. Механические свойства стали марки УМА-3 после закалки в масло и отпуска на указанные температуры.

2. Исследованные стали могут применяться для ответственных деталей машин, которые в настоящее время изготавливаются из хромоникелевых, хромоникельвольфрамовых и др. сталей.



Фиг. 4. Механические свойства стали Nitralloy H: образцы размера 0,505"×2", закаленные в масле при 900°C.



Фиг. 5. Механические свойства стали Nitralloy G (образцы размером 0,505"×2", закаленные в масле 950°C).

3. Изделия из хромозлабнииевомолибденовой стали могут подвергаться азотизации, если требуется высокая поверхностная твердость, или только закалке и отпуску, если требуются лишь высокие механические свойства сердцевинны изделия

4. В качестве охладителей для закалки сталей могут применяться как вода, так и масло, однако, для изделий со сложной конфигурацией предпочтительнее в качестве охладителя иметь масло.

Т а б л и ц а 1

Механические свойства стали марки ХМА-2 после закалки при 950°C в воде и отпуска на указанные ниже температуры с последующим охлаждением в масле

№ по порядку	Температура отпуска в °С	Механические свойства							
		коэффициент крепости Z_{max} кг/мм ²	предел текучести Z_s кг/мм ²	предел пропорцион. Z_p кг/мм ²	удлинение $l_{0/10}$	поперечное сужение q_{10}^0	ударное сопротивление A кг/см ²	твердость	
								по Бринеллю	по Роквеллу, С ₂
1	400	145,0	124,2	103,0	11,4	53,7	5,6	426	40
2	400	146,0	124,8	103,5	11,4	51,6	6,1	432	40
3	450	134,0	118,8	105,5	15,6	56,6	6,8	383	38
4	450	135,0	117,0	101,5	11,4	50,0	6,2	398	38
5	500	128,0	113,1	99,0	17,5	54,8	6,9	393	38
6	500	127,0	112,8	101,0	14,2	58,8	6,5	390	38
7	550	124,0	113,2	98,0	14,1	58,4	9,0	390	37
8	550	124,5	114,1	101,0	14,8	62,5	9,0	370	36
9	600	108,8	98,5	91,8	13,9	62,5	—	325	—
10	600	106,5	96,8	89,0	15,4	62,7	13,6	309	—
11	650	97,9	87,3	82,6	19,7	64,5	15,6	290	27
12	650	97,8	86,3	81,0	17,5	67,2	16,2	295	28
13	700	85,5	71,4	66,1	19,8	70,6	21,0	245	23
14	700	86,2	73,0	69,5	18,3	70,5	19,0	256	23

Т а б л и ц а 2

Механические свойства стали марки ХМА-2 после закалки при 950°C в масле и отпуска на указанные ниже температуры с последующим охлаждением в масле

№ по порядку	Температура отпуска в °С	Механические свойства							
		коэффициент крепости Z_{max} кг/мм ²	предел текучести Z_s кг/мм ²	предел пропорцион. Z_p кг/мм ²	удлинение $l_{0/10}$	поперечное сужение q_{10}^0	ударное сопротивление A кг/см ²	твердость	
								по Бринеллю	по Роквеллу, С ₂
1	400	130,0	119,8	107,0	12,1	56,3	6,0	415	37
2	400	123,1	106,5	86,8	18,4	56,3	6,3	373	35
3	450	126,0	102,0	89,6	14,4	52,3	5,1	398	35
4	450	126,2	105,0	94,2	13,3	51,8	5,4	378	34
5	500	120,2	98,5	87,2	18,1	55,3	6,1	348	33
6	500	126,5	102,5	91,8	14,8	51,5	4,7	380	34
7	550	122,5	104,0	87,1	15,8	60,7	6,2	383	35
8	550	117,1	96,5	83,7	12,3	55,8	7,6	350	32
9	600	105,5	94,9	87,1	16,6	61,0	10,5	331	29
10	600	—	—	—	—	—	12,2	321	32
11	650	89,6	77,4	73,2	21,4	67,1	15,0	258	26
12	650	90,6	76,0	72,4	21,3	63,5	15,4	268	27
13	700	81,0	64,3	62,0	22,2	66,5	17,8	41	—
14	700	80,6	64,5	61,9	22,5	70,5	14,28	252	—

Таблица 3

Механические свойства стали марки ХМА-3 после закалки при 950°C в масле и отпуска на указанные ниже температуры с последующим охлаждением в масле

№ по порядку	Температура отпуска в °С	Механические свойства							
		коэффициент крености Z_{\max} кг/мм ²	предел текущего Z_s кг/мм ²	предел про- порцион. Z_p кг/мм ²	удлинение δ_{10}	поперечное сужение ρ_{10}	ударно со- противлен. A кг.м/см ²	твердость	
								по Бри- нелю	по Рок- веллу "С"
1	400	161,5	143,5	129,0	7,8	—	2,9	464	44,0
2	400	170,3	144,7	134,6	8,5	35,7	4,2	464	44,0
3	450	152,0	131,5	116,0	8,2	40,0	4,6	433	43,0
							4,0		
4	450	156,0	134,0	118,0	8,7	41,2	2,5	441	43,0
5	500	141,5	125,0	113,6	9,9	40,4	3,2	429	42,0
6	500	146,0	128,0	112,5	10,0	38,6	5,1	444	39,0
7	550	145,0	127,0	108,0	9,9	34,8	4,1	401	41,0
8	550	146,0	133,0	126,0	10,5	48,6	4,6	415	38,0
9	600	133,0	122,0	104,0	8,2	43,7	7,5	361	34,0
10	600	130,0	121,0	108,7	8,1	52,3	9,3	373	36,0
11	650	111,0	98,7	92,0	13,7	61,7	10,9	315	29,0
12	650	110,0	97,8	89,0	12,3	59,3	11,7	326	30,0
13	700	105,0	102,0	88,0	16,6	62,7	14,4	269	25,0
14	700	101,0	88,0	73,5	16,2	62,2	14,3	271	24,0

И. Е. Конторович

ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ИНСТРУКЦИЯ ПО АЗОТИЗАЦИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ¹

Сущность процесса. Азотизация представляет собою процесс насыщения поверхностного слоя специальной стали азотом в токе аммиака с целью получения наружного слоя высокой твердости и применяется взамен процесса цементации.

Преимущества азотизации перед цементацией.

А. В отношении ведения самого процесса.

1. Сравнительно низкая температура процесса: 500—520° С.
2. Отсутствие необходимости в термической обработке изделий после азотизации как для достижения высокой твердости, так и для регенерации сердцевины.

В. В отношении качества получаемых изделий.

1. Более высокая поверхностная твердость до 1000—1200 по Бринелю.
2. Большее сопротивление истиранию и изнашиванию.
3. Минимальные постоянные деформации изделия, поддающиеся заранее учету.
4. Устойчивость твердости при нагреве до 500—550° С.
5. Устойчивость против коррозии в воде, воздухе и атмосфере перегретого пара.

Стали для азотизации.

Для азотизации преимущественно применяются стали хромоалюминиевые или хромоалюминиевомолибденовые.

Нами рекомендуются стали следующих составов.

Марка стали	Химический состав в %								Примечание
	С	Si	Mn	S	P	Cr	Al	Mo	
АХ-4	0,30—0,40	0,3	0,3—0,5	0,025	0,025	1,2—1,5	0,8—1,2	—	Для деталей, подверженных только износу
ХМА-3	0,30—0,35	0,3	0,3—0,5	0,025	0,025	1,2—1,5	0,8—1,2	0,4—0,6	Для особо ответственных нагруженных деталей, требующих, кроме сопротивления износу и высоких механических качеств сердцевины

¹ Составлено на основании экспериментальной работы, проведенной в отделе черных металлов ВИАМ.

Обработка сталей.

Горячая механическая обработка. Ковка и штамповка сталей должна производиться в интервале температур 1100—850°С.

Вследствие большой склонности сталей к обезуглероживанию припуск в поковках должен быть не менее 5-7 мм.

Термическая обработка. Отжиг сталей должен производиться при температуре 820—850°С.

Закалка сталей может производиться как в масле, так и в воду. Вследствие достаточно хорошей прокаливаемости, закалку изделий со сложной конфигурацией рекомендуется производить в масле.

Для стали АХ-4 температура закалки 900—925°С.

Для стали ХМА-3 температура закалки 925—950°С.

Вследствие склонности сталей к обезуглероживанию нагрев под отжиг и закалку рекомендуется производить в восстановительной атмосфере. По этой же причине, при контроле термической обработки испытанием на твердость, с изделия должен быть предварительно сошлифован слой в 1,5—2,0 мм. Температура отпуска сталей выбирается в зависимости от требуемых механических качеств. Охлаждение стали АХ-4 после отпуска обязательно быстрое (в масле). Охлаждение стали ХМА-3 после отпуска — безразлично (медленное или быстрое).

Механические качества сталей после отжига должны быть следующие:

Марка стали	Механические качества						
	коэффициент крепости Z_{\max} кг/мм ²	предел пропорциональн. Z_p кг/мм ²	удлинение (при $l=5d$) i %	сжатие площади и поперечного сечения q %	ударное сопротивление A кг·м/см ²	твердость по Бриггелю	
						диаметр отпечатка	Нит
АХ-4	65—75	30—35	20—25	55—60	10—12	4,2—4,4	190—210
ХМА-3	70—75	35—40	25—30	60—65	12—15	4,2—4,4	190—210

Механические качества сталей после закалки и отпуска следующие:

Марка стали	Температура отпуска в °С	Механические качества						
		коэффициент крепости Z_{\max} кг/мм ²	предел текучести Z_s кг/мм ²	предел пропорциональности Z_p кг/мм ²	удлинение i %	сжатие площади поперечного сечения q %	ударное сопротивление A кг·м/см ²	твердость по Бриггелю Нит
АХ-4	600	105—115	95—100	85—90	12—14	50—55	7—8	325
	650	95—105	85—90	80—85	15—17	55—60	8—10	295
ХМА-3	650	108—112	95—100	85—90	12—14	60—65	10—12	320

Примечание. Благодаря высоким механическим качествам стали марок АХ-4 и ХМА-3 могут применяться и для деталей, не предназначенных для азотизации.

Операции, производимые до азотизации.

1. Поковки после грубой обдирки, со снятием слоя до 5—7 мм должны быть подвергнуты нормальной закалке и отпуску в зависимости от требуемых механических качеств.
2. Термически обработанные поковки подвергаются чистовой механической обработке с припуском на сторону до 1—1,5 мм.
3. Обработанная деталь, для снятия внутренних натяжений после механической обработки, подвергается отпуску при 500—550°С в течение 3 час.
4. Детали после отпуска подвергаются окончательной механической обработке вплоть до шлифовки. Острых углов следует избегать для предохранения изделий от выкрашивания после азотизации.
5. Нечисто обработанные детали поступают в азотизацию.

Азотизация.

1. Азотизация может производиться как в специальных вертикальных и горизонтальных печах со вставными ящиками из нихрома, так и в других печах, не предназначенных специально для азотизации, позволяющих точно регулировать температуру в пределах $\pm 10^\circ\text{C}$. В последнем случае для печи должны быть сделаны специальные, герметически закрывающиеся ящики из огнестойкого сплава (нихром, жароупорная сталь) с вваренными трубками для впуска и выпуска газа и для помещения термомпар.

2. Азотизация производится безводным аммиаком, доставляемым обычно в баллонах с давлением до 8 атм.

3. Изделия, подлежащие азотизации, предварительно промытые в бензине или керосине для удаления масла, вместе с контрольными образцами помещаются в ящик на проволочные нихромовые или никелевые сетки так, чтобы они не соприкасались друг с другом. В один ящик может быть уложено несколько вертикальных и горизонтальных рядов. Количество изделий, помещаемых в ящик, не играет существенной роли.

4. После укладки изделий ящик или печь герметически закрывается. Недостаточная герметическая укупорка дает себя знать просачиванием аммиака в мастерскую. Места пропуска аммиака определяются поднесением к печи или ящику бумажки, смоченной соляной кислотой, при этом получают густые белые пары хлористого аммония.

5. После производства всех указанных операций включается электрический ток, если печь с электрообогревом, и одновременно включается ток аммиака. Печь медленно доводится до температуры азотизации 500—510°С. С момента достижения указанной температуры отсчитывается время выдержки.

Скорость тока аммиака должна быть такова, чтобы диссоциация аммиака, измеряемая специальным прибором, диссоциометром, была бы в пределах 20—30%. Если диссоциация мала, ток аммиака следует уменьшить, если же велика, увеличить. Конструкция диссоциометра и описание его работы приведены ниже.

6. Время выдержки при нитрировании зависит от требуемой глубины слоя и определяется из расчета 0,1 мм на каждые 10 час. азотизации. Для наиболее нагруженных деталей глубина слоя должна быть принятой 0,6 мм, для менее нагруженных 0,25—0,3 мм и даже до 0,1 мм.

7. После надлежащей выдержки электрический ток выключается, аммиак же во избежание поверхностного окисления изделий течет до охлаждения изделий до 200°С. Период охлаждения не следует форсировать (например, извлечением ящиков во воздух).

В случае перерыва в подаче аммиака или опорожнения баллона следует немедленно выключить ток и не оставлять изделия при температуре азотизации без аммиака.

Если температура печи по какой-либо причине падет (перерыв в подаче электротока и проч.), прерывать ток аммиака не следует, но также и время азотизации при пониженных против нормальной температурах засчитывать не следует.

9. Изделия по остыванию до комнатной температуры извлекаются на воздух.

Операции после азотизации.

1. После азотизации изделия либо прямо передаются в эксплуатацию, либо подвергаются предварительной полировке.

2. Если приращение размеров после азотизации больше установленных пределов, разрешается шлифовка не свыше чем на 0,02—0,03 мм. Снятие большего слоя влечет за собой частичное понижение твердости.

3. Если по каким-либо причинам (неполное снятие напряжений после механической обработки, неправильная укладка изделий в ящике и проч.) последовала поводка, последняя может быть исправлена правкой. Поводка до 0,05—0,06 мм может быть исправлена правкой без нарушения поверхностного слоя как при комнатной температуре, так и при нагреве до 400—500°C.

Контроль.

Изделия после азотизации должны иметь совершенно чистую поверхность с серебристо-серым или слегка желтоватым оттенком. Наличие цветов побежалости свидетельствует о недостаточно тщательной промывке изделий до азотизации, либо о преждевременном выключении тока аммиака при охлаждении и проникновении воздуха в рабочее пространство.

А. Твердость слоя.

Твердость должна определяться прибором Виккерса на поверхности изделия, зачищенной полировальной бумагой „000“. Твердость должна быть не ниже 1000 по Бринелю при пересчете показаний прибора Виккерса. Испытание должно производиться пирамидальным алмазом. Отпечаток, полученный после испытания, должен быть совершенно чистый, без рваных краев, без лучеобразных трещин, исходящих из отпечатка. Наличие последних говорит о недостаточной вязкости слоя.

Возможно также испытание по Герберту. Полученные числа твердости при пересчете на Бринель должны быть равны 900—1000.

Как временная мера, при отсутствии приборов Виккерса и Герберта, допустимо испытание по Роквеллу алмазом при нагрузке в 150 кг шкала „С“, при котором получается некоторое продавливание азотированного слоя. Твердость по Роквеллу „С“ должна быть не ниже 54-56.

Испытание по Роквеллу предпочтительнее производить алмазом не при полной нагрузке в 150 кг, а при уменьшенной до 100 или 60 кг. Твердость при нагрузке в 100 кг должна быть 65-70, а при нагрузке в 60 кг должна быть 75-80.

Испытание на твердость может производиться также и по Шору. Твердость по Шору нормально азотированного слоя должна быть не ниже 90-95.

В. Глубина слоя.

Излом должен быть в середине аморфный либо аморфно-волокнистый со светлой аморфной каемкой азотированного слоя. Для большей точности обмера слоя излом может быть нагрет до синего цвета побежалости.

Глубина слоя контролируется также микроструктурой.

Наилучшим способом определения глубины слоя является метод твердости. Контрольный образец шлифуется на конус так, что с одной стороны слой остается нетронутым, а с другой диаметр образца уменьшается на 1,5—2,0 мм от первоначального. Определяется твердость через каждые 5—10 мм по длине образца, что в зависимости от конусности образца соответствует каждым 0,03—0,05 мм глубины азотированного слоя. Точка, с которой твердость становится постоянной, есть максимальная глубина проникновения слоя азотизации.

Рекомендуются способы контроля глубины слоя по микроструктуре или твердости.

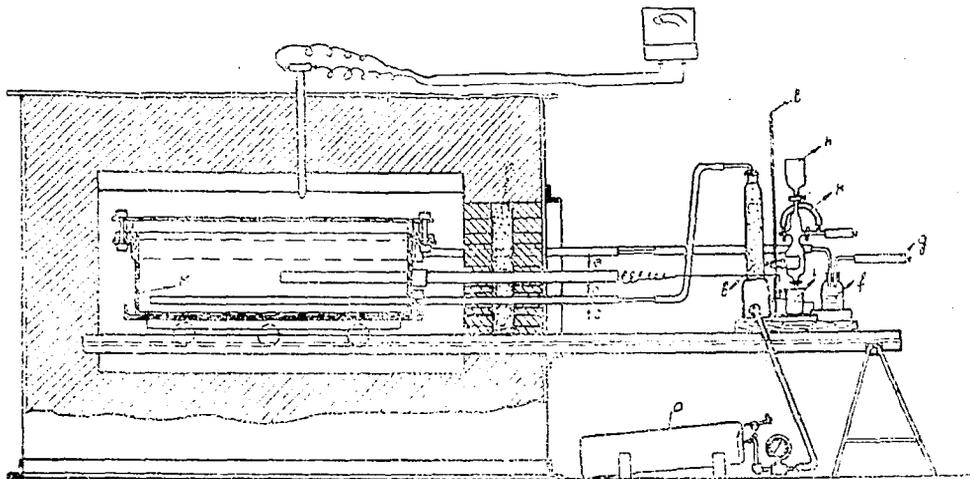
ПЕЧИ ДЛЯ АЗОТИЗАЦИИ.

Азотизация может проводиться:

1. В электрических вертикальных печах, типа „Ното“, с вентилятором для перемешивания аммиака. Для достижения герметичности в этих печах применяется маслянный затвор.

2. В электропечах вертикальных со вставными горшками из нихрома, типа фирмы American Electric Furnace Co. Герметичность достигается асбестовой прокладкой, проложенной между горшком и крышкой, привинчиваемой болтами.

3. В горизонтальных электрических или нефтяных печах со вставными ящиками из нихрома, типа фирмы „Крупп“. Крышка так же, как и в вертикальных печах, соединяется с ящиком болтами.



Фиг. 1.

Печи 2-го и 3-го типа имеют два существенных недостатка:

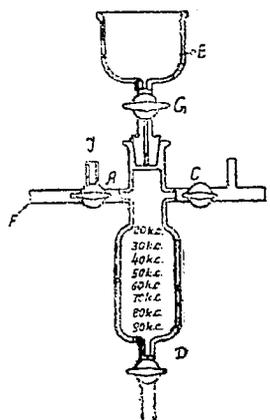
Во-первых, нет возможности перемешивать аммиак, поступающий в печь, и во-вторых, очень много времени тратится на завинчивание и отвинчивание большого количества болтов, расположенных через каждые 5-7 мм. Кроме того, часто болты после первого же нагрева выходят из строя. Наилучшим типом печей для азотизации, являются печи с маслянными затворами, позволяющие быстро производить загрузку и выгрузку изделий. Однако, так как печи 3-го типа — это обычные печи термических мастерских наших заводов и могут быть приспособлены для проведения процесса азотизации, ниже приводится схема установки для производства азотизации в печах подобного типа.

Схема установки и расположение приборов для азотизации.

- a* — баллон с аммиаком,
- b* — осушительная склянка с хлористым кальцием,
- c* — трубка для впуска аммиака,
- d* — трубка для пирометра,
- e* — трубка для выпуска аммиака,
- f* — промывная склянка наполненная водой,
- g* — трубка для выпуска аммиака наружу,
- h* — диссоциометр,
- i* — стакан для спуска воды из диссоциометра,
- k* — резиновая трубка, соединяющая свободные концы трубок диссоциометра в нерабочем состоянии,
- l* — штатив для диссоциометра,
- m* — ящик, в котором производится азотизация,
- n* — асбестовая изоляционная прослойка.

ИНСТРУКЦИЯ ПО ОБРАЩЕНИЮ С ДИССОЦИОМЕТРОМ.

Диссоциометр, конструкция которого изображена на фигуре, прикрепляется к железному штативу. Воронка *E* наполняется водой из-под крана. К трубке *F* присоединяется трубка, отводящая газ из печи; при этом надо убедиться, что кран *A* открыт так, что газ течет в диссоциометр. Попеременно открывают краны *C* и *D*. Дают газу течь в продолжение нескольких минут, после чего *C* и *D* закрываются, кран *A* поворачивается так, чтобы газ выходил из трубки *F* через отверстие *I*, затем открывается кран *G* и вода из *E* течет в диссоциометр. Когда вода перестанет подниматься в диссоциометре, закрывают кран *G* и определяют процент диссоциации. Объем, не заполненный водой, и есть объем разложенного или диссоциированного аммиака. Рекомендуется поддерживать процент диссоциации от 20 до 30%. При установившемся проценте диссоциации обмер можно производить через каждые 1-2 часа.



Фиг. 2.

ПРЕДОХРАНЕНИЕ ЧАСТЕЙ ИЗДЕЛИЯ, НЕ ПОДЛЕЖАЩИХ АЗОТИЗАЦИИ.

Для предохранения от азотизации частей изделия, которые должны остаться мягкими, могут быть применены следующие способы.

Никелирование. Поверхность, которая должна быть предохранена от действия азота, сначала омедняется, а затем никелируется. Толщина никелированного слоя не должна быть менее 0,15 мм. Слой никеля не должен быть губчатым.

Лужение. Лужение может производиться как паяльником, если подлежащая предохранению поверхность невелика, так и опусканием всей детали в расплавленное олово, при чем предварительное травление хлористым цинком производится только в местах, не подлежащих азотизации. Слой олова должен быть возможно более тонким, чтобы при нагреве он не стекал на другие детали. Излишний слой олова или припоя можно снять жесткой металлической щеткой. Лужение может производиться как чистым оловом, так и припоем 50% Sn + 50% Pb. Лучше всего лужение произвести гальваническим способом. В тех случаях, когда лужение готовой детали неприемлемо, можно поступить так: после отпуска изделий при 500—550°C, для снятия натяжений, полученных в результате механической обработки (операция, предшествующая чистовой механической обработке перед азотизацией), чистовой механической обработке подвергается часть изделия, которая должна быть предохранена от азотизации, затем производится лужение всей детали, после чего производится окончательная механическая обработка поверхностей изделия, подлежащих азотизации.

При применении лужения следует следить за тем, чтобы слой действительно пристал к изделию. Простое покрытие поверхности припоем или оловом бесполезно, так как оно не даст полного предохранения.

Покраска. В качестве предохраняющей покраски можно принять смесь из 6 ч. SnO₂ и 1 ч. глицерина. Изделия перед покраской нагреваются до 150°C, затем осторожно закрашивается часть поверхности, подлежащая предохранению, после чего изделия просушиваются при 200°C.

Когда не требуется полного предохранения от азотизации, можно части сохранить достаточно мягкими посредством наложения краски, состоящей из алюминиевого порошка и кремнекислого натра.

Предохранение отверстий. Внутренние поверхности отверстий могут предохраняться от азотизации следующим образом:

1. Отверстия забиваются асбестовой ватой, либо пережженным асбестом, смачиваются жидким стеклом и посыпаются хлористым калием. Жидкого стекла следует добавлять минимальное количество, дабы при вспучивании во время нагрева оно не залило соседних частей изделия.

2. Отверстия плотно забиваются асбестовой ватой и заполненное отверстие закрашивается либо алюминиевой краской, либо SnO_2 на глицерине.

Приложение 4-е.

ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРОВ ИЗДЕЛИЯ ПОСЛЕ АЗОТИЗАЦИИ.

Происходящее после азотизации увеличение размеров изделия бывает очень невелико и в большинстве укладывается в пределы допусков. Изменение размеров, получающееся вследствие поглощения азота поверхностным слоем изделия, закономерно и зависит:

- а) от полноты снятия внутренних натяжений после механической обработки,
- б) от требуемой глубины азотированного слоя и условий ведения процесса и
- в) от размеров самих изделий, подвергающихся азотизации.

Полное снятие внутренних натяжений, созданных механической обработкой изделия, достигается отпуском при 500—550°C в течение 3-4 час. перед окончательной механической обработкой (см. п. 3 на стран. 10). Производство этой операции *обязательно*.

Изменение размеров изделия тем меньше, чем меньше требуемая глубина азотированного слоя и чем больше размер самого изделия (для изделий средних размеров получающееся изменение размеров достигает 0,03 мм). Для изделия с толщиной стенок более 10 мм получающееся изменение размеров может практически при окончательной механической обработке не учитываться, так как в большинстве, оно укладывается в пределы допусков. Особенно заметны изменения размеров на кольцеобразных, тонкостенных изделиях, у которых азотированный слой занимает значительную часть сечения. Влияние длительности процесса на изменение размеров разных колец по данным Фрн (Fry) приводится в нижеследующей таблице:

Внутренний диаметр мм	Размеры колец		Длительность процесса в днях	Примерная глубина слоя мм	Расширение колец		
	толщина стенок мм	высота мм			по наружному диаметру %	по внутреннему диаметру %	увеличение толщины на сторону мм
от 20 до 70	2,5	10	3½	0,8	0,4—0,5	0,2—0,3	0,015
" 20 " 70	—	10	2	0,5	0,25	0,1	0,003
" 20 " 70	—	10	1	0,25	0,15	0,1	0,005
" 20 " 70	5	10	3½	0,8	0,3	0,15	0,015
" 20 " 70	—	10	2	0,5	0,15	0,09	0,008
" 20 " 70	—	10	1	0,25	0,1	0,04	0,005

Для изделий сложной конфигурации, требующих большой степени точности, получающееся приращение размеров устанавливается экспериментальным путем на опытных деталях.

ЗАМЕНА ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ ХРОМИСТЫМИ¹

Значительное большинство применяемых в авиомоторостроении конструкционных сталей является сталями хромоникелевыми, между тем в родственных авиомоторостроению областях, в авто и тракторостроении, нашли применение стали хромистые. Наибольшее применение в автостроении имеет сталь SAE-5140 следующего химического состава (в процентах):

C	Mn	Cr	S	P
0,35 — 0,45	0,5 — 0,8	0,8 — 1,1	0,045	0,04

По данным SAE сталь 5140 может заменить никелевую SAE сталь 2340 состава (в процентах):

C	Mn	Ni
0,35 — 0,45	0,5 — 0,8	3,25 — 3,75

либо хромоникелевую SAE-3140 состава (в процентах):

C	Ni	Cr
0,35 — 0,45	1,0 — 1,5	0,45 — 0,75

Goerens² для хромистой стали с содержанием 0,40% C и 1,50% Cr дает после закалки и отпуска следующие механические качества:

$$Z_{\max} 92 \text{ кг/мм}^2, Z_s 72 \text{ кг/мм}^2,$$

$$i 15\% \text{ и } A \frac{10 \text{ кгм}}{\text{см}^2}.$$

Kotheny³ для стали состава: 0,35% C, 0,70% Mn и 1,5% Cr дает после закалки при 820° C и разных отпусков следующие механические качества:

¹ Более подробно см. в Технике возд. флота статью „Хромистая сталь и применение ее в авиомоторостроении“ (№ 4, 1933).

² Goerens, Stahl und Eisen, № 51, 1924.

³ Kotheny, Stahl und Eisen, 1919, стр. 1341.

Температура отпуска в °С	Предел прочности Z_p кг/мм ²	Коэффициент крепости Z_{max} кг/мм ²	Удлинение $\delta^0/0$	Сжатие площади поперечного сечения $\sigma^0/0$	Сопротивление удару А фунт-фунты
500	117	143	6,3	46	9,4
550	103	116	7,5	45	17,8
650	77	92	11,3	54	27,3
680	70	84	13	64	33,6

Примечание. Так как указаний на род образцов, подвергавшихся испытанию на удар, не имеется, то цифры ударного сопротивления не могут быть переведены в принятые нами величины, т. е. в $\frac{\text{кг/м}}{\text{см}^2}$.

Из приведенных данных следует, что хромистые стали с содержанием 1,5—1,7% Cr обнаруживают механические качества, мало уступающие механическим качествам низко легированных хромоникелевых сталей, и могут найти некоторое применение в авиомоторостроении. Задачей настоящей работы являлось установление марок стали авиомоторной спецификации, подлежащих замене, и определение пригодности хромистой стали для разных деталей авиомотора.

Для исследования была выбрана хромистая сталь марки ЭХТ, имеющая применение в авиотракторостроении, которая по спецификации имеет следующие химический состав и механические качества:

Химический состав $\delta^0/0$		Условия термической обработки	Механические качества				
С	Cr		коэффициент крепости Z_{max} кг/мм ²	предел прочности Z_p кг/мм ²	удлинение $\delta^0/0$	сжатие площади поперечного сечения $\sigma^0/0$	сопротивление удару А $\frac{\text{кг м}}{\text{см}^2}$
0,30—0,41	0,8—1,2	закалка при 820°С в масле и отпуск при 450°С	105	10	5	45	6

Подвергавшаяся исследованию сталь имела следующий химический состав (в процентах):

С	Mn	Si	P	Cr	Ni
0,39	0,64	0,38	0,020	0,95	следы

I. Определение условий закалки стали.

Критические точки стали, определенные на dilatометре Шевенара с фотографической записью, получились следующие:

$$A_{c1} \dots 750^\circ$$

$$A_{r1} \dots 620^\circ$$

$$A_{c3} \dots 820^\circ$$

$$A_{r3} \dots 680^\circ$$

Оптимальная температура закалки определялась методами твердости и микроструктуры, закалкой образцов диаметром 22 мм и высотой 18 мм при разных температурах. Полученные результаты испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1

Влияние температуры закалки и рода охладителя на твердость

№ образца	Температура закалки в °С	Охлаждающая среда	Твердость по Бринелю		Твердость по Роквеллу HRC	Твердость по Шору Hs
			диаметр отпечатка	HBr		
1	750	вода	4,38	189	15 — 14	20
3	800	"	2,81 — 2,82	471	41 — 44	23 — 44
5A	825	"	2,75 — 2,80	495 — 477	45	45 — 44
5	850	"	2,53 — 2,59	587 — 560	54 — 53	70 — 79
7	875	"	2,58 — 2,59	587 — 560	54 — 52	70 — 69
9	900	"	2,54 — 2,61	582 — 551	54 — 52	70 — 68
11	925	"	2,58 — 2,56	567 — 578	54 — 52	70 — 68
13	950	"	2,54 — 2,61	582 — 551	52 — 53	71 — 68
15	1000	"	2,58 — 2,56	564 — 573	52 — 53	70 — 68
2	750	масло	4,42	185	13 — 14	14 — 14
4	800	"	3,33 — 3,34	335 — 333	40 — 41	40 — 41
6A	825	"	3,28 — 3,26	345 — 350	43 — 41	42 — 45
6	850	"	2,63 — 2,69	513 — 522	50 — 49	68 — 69
8	875	"	2,69 — 2,67	526 — 528	50 — 49	68 — 67
10	900	"	2,66 — 2,71	530 — 510	50 — 49	68 — 68
12	925	"	2,69 — 2,65	518 — 534	48 — 51	67 — 70
14	950	"	2,68 — 2,68	522 — 522	49 — 48	67 — 70
16	1000	"	2,71	510 — 510	48 — 40	67 — 69

Из таблицы следует, что максимальная твердость получилась после закалки при 850°C в воду и масло.

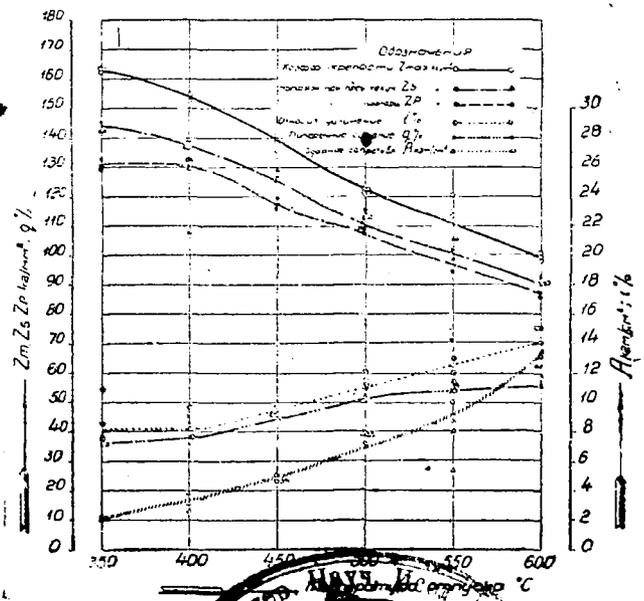
Исходя из полученных результатов, температурой закалки мы выбрали 850°C и в качестве охладителя масло так как закалка готовых изделий со сложной конфигурацией в воде значительно усложнит производство. Разница же в твердостях после закалки в воду и в масло получилась небольшая, что говорит о достаточно хорошей закалываемости этой стали и в масле.

Качественный состав в %							Размер зерна	Условия термической обработки			
C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P		Температура	Время	Скорость охлаждения	Отпуск
0,28	0,20	0,20	0,24	0,22	0,02	0,02	20	250°	25	—0,2/10	350-600

II. Влияние температуры отпуска на изменение механических качеств.

Для определения влияния температуры отпуска на изменение механических качеств, заготовки диаметром 22 мм и длиной 130 мм нагревались до температуры 850°C, после прогрева выдерживались 20 мин. и охлаждались в масле с температурой 20°C. Отпуск производился на температуре от 350 до 600°C с последующим охлаждением в масле. Полученные результаты испытаний приведены на фиг. 1.

Из приведенной диаграммы (фиг. 1) следует, что хромистая сталь, указанного выше состава, обнаружила при повышенных температурах отпуска (500 — 600°C) высокую прочность наряду с хорошей вязкостью.



Фиг. 1. Механические свойства хромистой стали X4 (d = 22 мм) в зависимости от температуры отпуска.

2. Информационный сборник.

ГОСУБЛИЧНАЯ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКАЯ ЛАБОРАТОРИЯ СССР



49/11/61

Полученные механические качества не уступают, а в некоторых случаях даже превосходят механические качества хромистых сталей с повышенным содержанием хрома, а именно до 1,5—1,7% (см. приведенные выше данные Kothny и Goerens).

Сопоставление механических качеств исследованной стали и хромоникелевых сталей показывает, что сталь ЭХТ по своим качествам даже несколько превосходит стали Х2Н, Х3Н, Х4Н (см. приведенную таблицу), имеющих широкое применение в авиомоторостроении.

Таблица 2

Сравнительная таблица механических качеств хромоникелевых сталей (по спецификации ЗМТ) и хромистой стали марки ЭХТ

Марка стали	Температура отпуска в °С	Коэффициент крепости Z_{max} кг/мм ²	Механические качества				Твердость по Бринелю	
			предел пропор- цион. Z_p кг/мм ²	удлинение $\delta^0/\%$	сжатие площади $\varphi^0/\%$	ударно-сопротив- ление A $\frac{\text{кгМ}}{\text{см}^2}$	диаметр отпе- чатка в мм	HBr
Х2Н	—	85	68	8	55	7,0	3,5	302
Х2Н	—	100	80	7	55	7,0	3,3—3,5	311—302
ЭХТ	550	115	95	12	55	9,0	3,3—3,5	341—302
Х4Н	—	100	85	7	45	5,0	3,3—3,4	363—321
ЭХТ	600	122	108	12	53	8,0	3,2—3,4	363—321

III. Влияние площади сечения на механические качества после термической обработки.

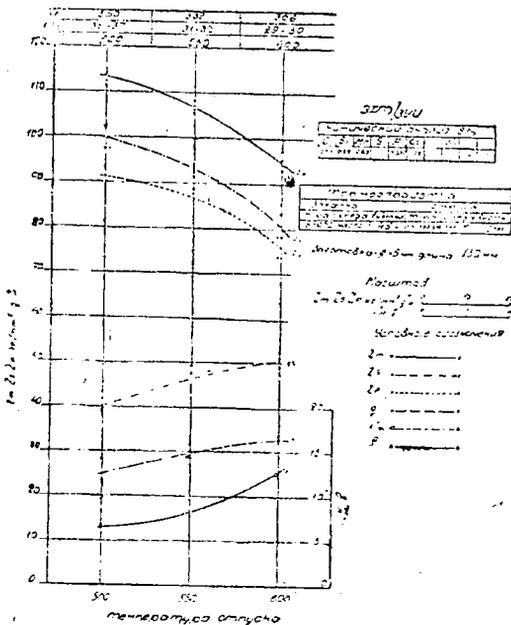
Влияние большего сечения на изменение механических качеств определялось на прутках диаметром 45 мм. Заготовки диаметром 45 мм и длиной 130 мм закаливались при выбранных ранее условиях (850°C в масло) и отпускались на температуры, которые на основании вышеприведенных данных представляют практический интерес (500, 550 и 600°C). Из каждой заготовки вырезалось 4 разрывных и 4 ударных образца по периферии и по 1 ударному и 1 разрывному образцу из центра заготовки.

Полученные результаты испытаний приведены на фиг. 2.

Из этих данных следует, что указанные заготовки обнаружили достаточно хорошую прокаливаемость и механические качества, не уступающие механическим качествам хромоникелевых сталей Х2Н и Х3Н.

Заключение.

1. Хромистая сталь приведенного выше состава является материалом с высокими механическими качествами, могущим найти применение в авиомоторостроении.
2. Хромистая сталь марки ЭХТ, в зависимости от условий термической обра-



Фиг. 2. Механические свойства стали Х4 ($d = 45$ мм) в зависимости от температуры отпуска.

ботки, может заменить хромоникелевые стали марок Х2Н, Х3Н и Х4Н, имеющих широкое применение в авиомоторостроении.

3. Сталь приведенного состава может быть рекомендована для изготовления мелких и средних размеров деталей.

Возможность применения этой стали для особо нагруженных деталей, испытывающих попеременную нагрузку, сможет быть окончательно установлена по окончании приводимых нами испытаний на усталость при различных видах напряжений.

4. Применение хромистых сталей вместо хромоникелевых значительно сокращает потребность в импортном никеле и представляет значительные экономические выгоды.

Длительное испытание деталей из хромистой стали на моторе подтвердило полную пригодность этой стали для деталей авиомотора.

ЖАРОУПОРНЫЕ КОБАЛЬТОВЫЕ СТАЛИ.

В последнее время за границей стали рекламироваться жароупорные кобальтовые стали с добавлениями некоторых других элементов. По данным заграничной технической литературы¹, эти стали, обладая высокими механическими свойствами при повышенных температурах, отличаются исключительным сопротивлением окислению (коррозии) горячими газами.

Настоящая работа была предпринята с целью выяснения возможности применения кобальтовой стали как жароупорной, при температурах порядка 1000°С в тех случаях, когда к материалу не предъявляется больших требований в отношении высокой крепости и твердости при повышенных температурах².

Одновременно ставился вопрос об изучении влияния добавок некоторых элементов (Si, Mo, Al) на микроструктуру, механические свойства и жароупорность кобальтовой стали.

Данное исследование не касается хорошо изученных и применяющихся сейчас магнитных высоколегированных кобальтовых сплавов.

Для исследования была выбрана серия марок на основе 10% кобальтовой стали с минимальным содержанием углерода, к которым в качестве присадок добавлялись в небольшом количестве (от 2 до 5%) кремний, алюминий и молибден. Кроме того, в эту серию была включена одна хромкобальтовая марка (с тем же содержанием кобальта).

Химический состав этой серии сталей³ был следующий (см. табл. 1).

Таблица 1

Меню по порядку	Тип сталей	Химический анализ в %								
		C	S	P	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Al
I	Co	0,10	0,035	0,020	0,30	0,60	10,6	—	—	—
II	Co-Al	0,09	0,027	0,030	0,35	0,62	11,2	—	—	1,09
III	Cr-Co	0,13	0,030	0,017	0,37	0,60	10,2	12,6	—	—
V	Si-Co	0,12	0,016	—	5,80	0,42	10,2	—	—	—
IV	Co-Mo-Al	0,15	0,007	0,007	0,60	0,60	9,2	—	1,9	1,37
IV	Co-Si-Al	0,08	0,019	0,019	2,95	0,52	8,9	—	—	1,0

Прежде чем приступить к изложению результатов исследования вышеуказанных сталей, следует дать краткую характеристику сплавов системы кобальт-железо и кобальт-железо-углерод на основе имеющихся литературных данных⁴.

¹ См., например, Metal Progress, Dec. 1932.

² В частности, имелось в виду получение материала для постройки электропечи для термической обработки авиационных деталей.

³ Принятое в табл. 1 условное обозначение марок римскими цифрами сохраняется и в дальнейшем изложении.

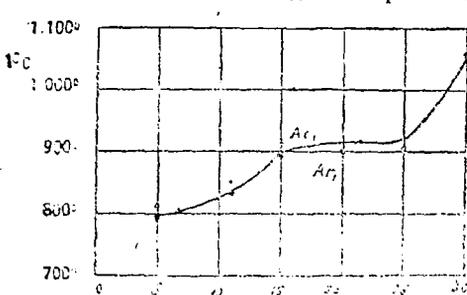
⁴ Список литературы см. в конце статьи. Цифра при упоминаемом авторе показывает номер статьи в указателе литературы.

Диаграмма равновесия Fe—Co представлена на фиг. 1 в том виде, в каком она дается Мазумото (Masumoto) (3). Образую твердые растворы с α и γ -железом („кобальтовый феррит“ и „кобальтовый аустенит“), кобальт при содержании его в сплаве до 50% повышает точку A_3 , тем самым способствуя распаду твердого раствора γ при охлаждении сплава. Таким образом, влияние кобальта на железо аналогично влиянию кремния и алюминия. По Мазумото, в отличие от железа кобальт магнитен в обеих модификациях и теряет магнитные свойства лишь при 1125°C; эту температуру, следовательно, и нужно считать магнитной точкой A_2 , которая в данном случае находится выше точки A_3 и не связана с изменением фазы.

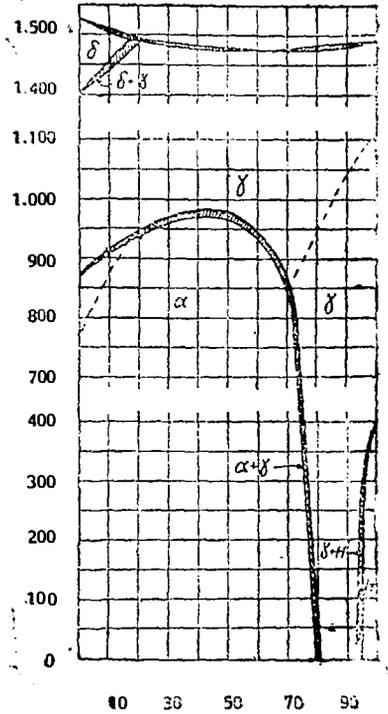
В тройных сплавах Fe—Co—C указанным выше влиянием кобальта на точку A_3 объясняется то обстоятельство, что все доэвтективные стали с содержанием от 0 до 40% кобальта являются перлитными (Guillet) (4). При закалке кобальтовые стали ведут себя аналогично углеродистым, однако, для получения мартенситовой структуры Аллисон (Allison) (5) рекомендует закаливать Co-сталь с температуры на 300°C выше A_{c3} . Кобальтовые стали с содержанием углерода до 15% практически не закаливаются.

Перлитная точка A_1 значительно повышается в присутствии кобальта, но количественная оценка повышения точки A_1 кобальтом дается различная. Дюма (Dumas) (6) дает следующую кривую повышения точки A_1 в стали с 0,2% углерода в зависимости от содержания кобальта (фиг. 2). По данным Аллисона (5), кобальт повышает перлитную точку значительно менее резко и, в пределах до 20—25% Co, пропорционально возрастающему количеству кобальта. Именно каждый процент кобальта повышает точку A_1 в доэвтектидной стали приблизительно на 4°C, независимо от содержания в ней углерода.

На положение эвтектидной точки кобальт, по данным того же автора, не оказывает влияния и практически эвтектидный процент C для кобальтовой стали остается неизменным даже при содержании Co равным 16%.



Фиг. 2. Влияние кобальта на перлитную точку стали с 0,2% C.



Фиг. 1. Диаграмма плавления системы железо-кобальт.

В железо-углеродистых сплавах кобальт, подобно кремнию, способствует распаду цементита на железо и графит. По данным Арнольда и Рида (Arnold и Read) (7) при отжиге кобальтовой стали с содержанием от 0,1 до 1% углерода имеет место распад всего цементита даже в стали с 2,5% Co. В то же время при быстром охлаждении в сталях с содержанием до 15% кобальта графитообразования не происходит. Но и здесь имеются разногласия между отдельными авторами: так, выше упомянутый Аллисон указывает, что произведенный ими микроанализ отожженной стали

с 0,84% C и 11,2% Co не показал выделения свободного углерода.

Вообще же следует отметить, что, несмотря на большое количество литературы по кобальтовым сплавам металлографическая характеристика их дается лишь в работах 4-5 авторов. Подавляющее же большинство работ касается специальной области железо-углеродистых сплавов с кобальтом, хромом и др. элементами, имеющих применение в качестве магнитных сплавов.

I. Дилатометрическое исследование.

Дилатометрическое исследование испытываемых сталей было произведено на дилатометре Шевенара. Скорость нагрева образца (в интервале от 0 до 1000°C) — 250° в час, скорость охлаждения (в интервале с 1000 до 600°C) — 200° в час.

Из результатов дилатометрического испытания следует, что исследованные стали¹ имеют следующие критические точки (при нагреве):

I	Co	768° C	VI	Co-Mo-Al	757° C
II	Cr-Al	750° C	VII	Co-Si-Al	765° C

Следует отметить, что показанное сталью I положение критической точки соответствует вышеприведенным данным Аллисона, согласно которым 10% кобальта должны повысить точку A_1 на 45°C.

Прибавление к кобальтовой стали в небольших количествах (до 5%) алюминия, кремния и молибдена, как видно из дилатометрических кривых, существенного влияния на положение критических точек не оказывает.

Для мартенситовой хромо-кобальтовой стали III обнаружить точку перехода из мартенсита в аустенит в пределах до 1000°C не удалось.

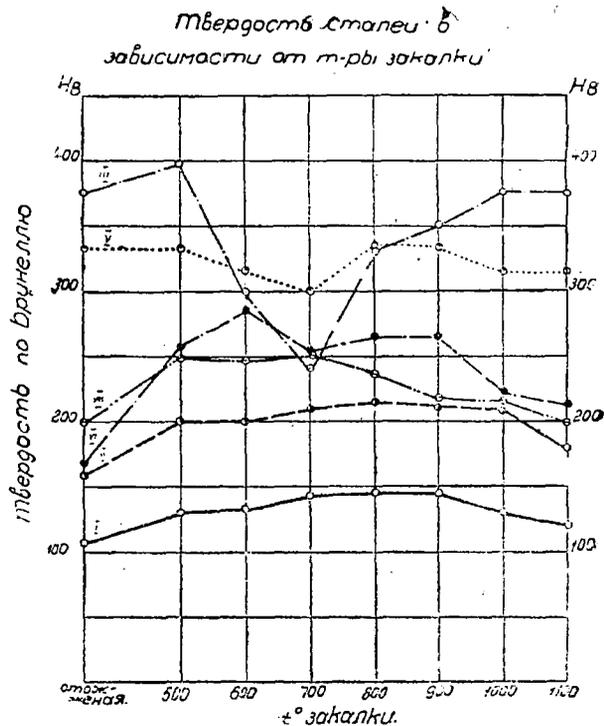
II. Влияние термообработки на твердость стали.

Твердость по Бринеллю исследуемых марок сталей после отжига характеризуется следующими цифрами:

Марка	Тип Стали	HBr
I	Co	106
II	Co-Al	160
III	Cr-Co	375
V	Si-Co	332
VI	Co-Mo-Al	210
VII	Co-Si-Al	200

Для выяснения влияния температуры закалки на твердость сталей было произведено соответствующее испытание, при чем в качестве образцов из пруткового материала были нарезаны цилиндрические образцы высотой 15 мм. Закалка образцов производилась в воде; однако, проведенное над несколькими образцами контрольное испытание показало, что охлаждающая среда существенного влияния на твердость стали не оказывает.

Результаты испытаний представлены в табл. 2. Влияние температуры закалки на твердость стали наглядно видно из диаграммы фиг. 3.



Фиг. 3. Твердость сталей в зависимости от температуры закалки.

¹ Вследствие исключительной хрупкости Si — Co стали V (см. ниже) и невозможности изготовить из нее образец дилатометрическое испытание этой стали не было произведено.

Таблица 2

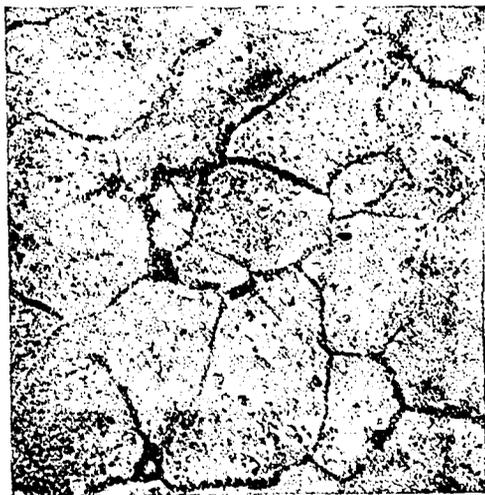
Твердость сталей в зависимости от температуры закали

Марка	Твердость по Бринелю НВ ₁						
	500° С	600° С	700° С	800° С	900° С	1000° С	1100° С
I	130	134	143	146	146	130	120
II	200	200	210	215	215	210	180
III	398	300	240	331	347	375	375
V ¹⁾	332	315	300	332	332	315	315
VI	255	286	255	235	215	215	200
VII	250	247	250	265	265	220	210

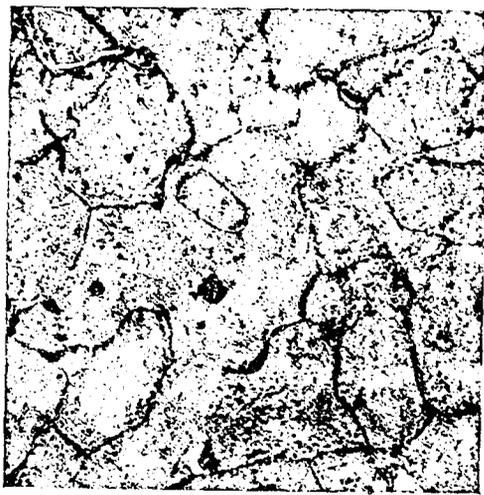
III. Микроструктура.

По микроструктуре все исследование стали можно разбить на три класса: 1) ферритовый (с содержанием углерода не выше 0,15%), 2) ферритовый с твердым раствором Fe-Si в α -железе и 3) мартенситовый. К последнему относится Cr-Co-сталь III, ко второму — Si-Co-сталь V. Остальные марки (I, II, VI, и VII) относятся к ферритовому классу.

Сталь I (кобальтовая). Структура отожженной стали: кобальтовый феррит (твердость 106 по Бринелю). Местами по границам клеток скопления выделившегося во время отжига свободного углерода (фиг. 4а²⁾). Закалка при 500°С почти не изменяет структуры (фиг. 4б). Структура этой стали, закаленной при темпера-



Фиг. 4а. Микроструктура кобальтовой стали I (×500). Отжиг при 1000° С.



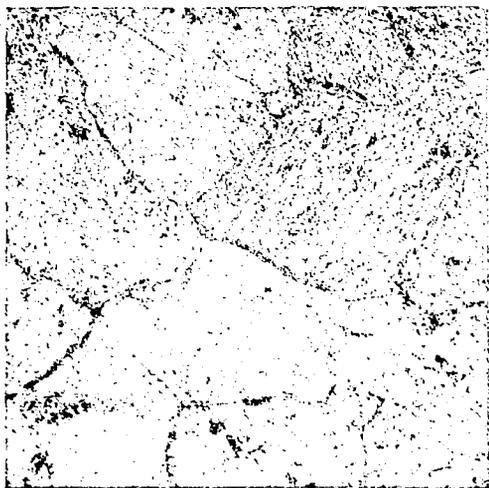
Фиг. 4б. Микроструктура кобальтовой стали I (×500). Закалка при 500° С в воде.

туре 900°С, изображена на фиг. 4б. Обращает внимание чрезвычайная рельефность границ ферритных клеток. Эта структура дает максимальную твердость стали данного состава (146 по Бринелю). Как видно из фиг. 3 и 4 в, дальнейшее повышение температуры закали вызывает рост кристаллов и сопутствующее понижение твердости.

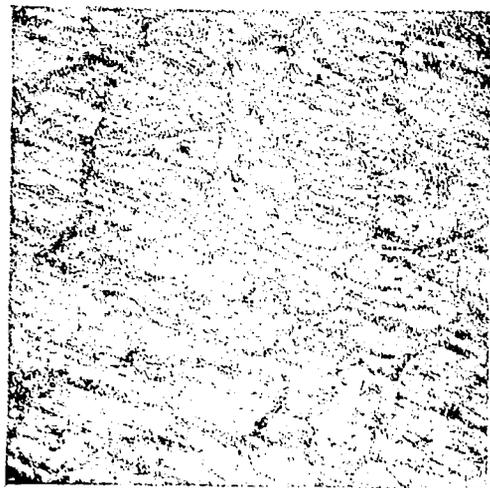
¹ Определение твердости стали V в виду ее чрезвычайной хрупкости производилось по Роквеллу (шкала С). Числа твердости Бринеля даны по переводной шкале.

² Все приводимые здесь микрофотографии сделаны при увеличении ×500, (если нет особой оговорки). Травление шлифов производилось насыщенным раствором ортонитрофенола в амилловом спирте + 20% раствор HCl в изомилловом спирте.

Сталь II (Co-Al). В отожженном состоянии имеет структуру, близкую к соответственной структуре предыдущей стали, но по своей величине клетки феррита здесь более однородны (фиг. 5а). Как видно из диаграммы фиг. 3, твердость стали II при всех вариантах термообработки заметно превышает твердость чисто



Фиг. 4в. Микроструктура кобальтовой стали I ($\times 500$). Закалка при 1100°C в воде.

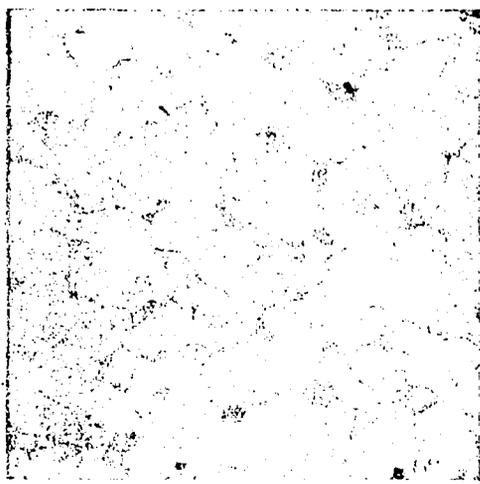


Фиг. 5а. Микроструктура Co-Al стали II ($\times 500$). Отжиг при 1000°C .

кобальтовой стали, что можно объяснить присутствием алюминия в твердом растворе, образованном кобальтом с α -железом. Как и предыдущая марка, сталь II мало поддается закалке, давая максимальную твердость ($H_{\text{Вг}} = 215$) при за-



Фиг. 5б. Микроструктура Co-Al стали II ($\times 500$). Закалка при 900°C .



Фиг. 5в. Микроструктура Co-Al стали II ($\times 500$). Закалка при 1100°C .

калке с 900°C . Структура, соответствующая этой твердости (фиг. 5б), показывает по границам клеток скопление какой-то новой составляющей. При нагреве Co-Al стали до 1100°C эта составляющая видна еще более отчетливо (фиг. 5в).

Сталь VII (Co-Si-Al) имеет ту же структуру, что и рассмотренные нами стали (фиг. 6а, 6б). Структурная составляющая, обнаруженная в стали II (фиг. 5а), имеет место и в данных сталях, будучи особенно заметной на микро-

фотографии (фиг. 6а), представляющей собою структуру этой стали после ее закали с 900°C . В этом состоянии сталь VII показывает наибольшую твердость (265). Вообще, присутствие 3% кремния, находящегося вместе с кобальтом и алюминием в твердом растворе с α -железом („кремневокобальтовый феррит“) значи-

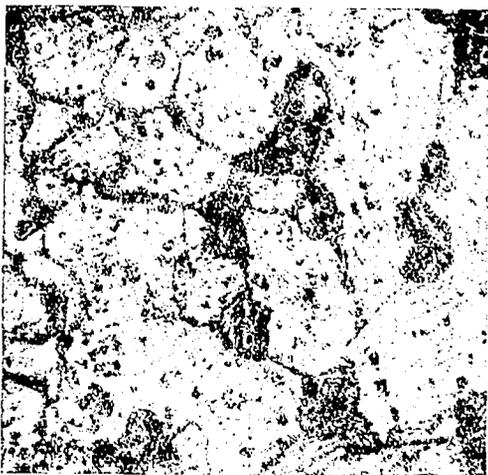


Фиг. 6а. Микроструктура Co-Si-Al стали VII ($\times 500$). Закалка при 900°C .



Фиг. 6б. Микроструктура Co-Si-Al стали VII ($\times 500$). Закалка при 1100°C .

тельно повышает твердость и вместе с тем хрупкость стали (см. диаграмму фиг. 3). Повышение температуры закалки Co-Si-Al стали выше 900°C вызывает, как и у марки I, рост кристаллов, а также заметное уменьшение количества второй состав-



Фиг. 7а. Микроструктура Co-Mo-Al стали VI ($\times 500$). Отжиг при 1000°C .



Фиг. 7б. Микроструктура Co-Mo-Al стали VI ($\times 500$). Закалка при 600°C .

ляющей. Особенно крупные клетки феррита имеет сталь, закаленная при 1100°C (фиг. 6б).

Сталь VI (Co-Mo-Al). Структура этой стали, изображенная на микрофотографиях фиг. 7а и 7б, также близко подходит к структурам уже рассмотренных сталей. Крупные зерна, вкрапленные в основную структуру кобальтомolibденового феррита, хорошо заметные на приводимых микрофотографиях, следует считать

включениями той же новой составляющей. Микрофотография фиг. 76 показывает структуру стали VI, закаленной при 600°C , оказавшейся наиболее твердой.

Говоря о природе второй составляющей, обнаруженной при микроисследовании стали II, VI и VII, необходимо прежде всего учесть то обстоятельство, что эта составляющая имеет место лишь в сталях Co-Al, Co-Si-Al, Co-Mo-Al, т. е. в тех случаях, когда в стали присутствуют кобальт и алюминий. Из необходимости для появления этой составляющей одновременного сосуществования в железоуглеродистых сплавах кобальта и алюминия можно сделать вывод, что последняя представляет собой соединение именно этих двух элементов. Какое именно соединение указанных элементов имеет здесь место, точно сказать нельзя в виду малой изученности диаграммы равновесия системы Fe-Co-Al. Очевидно, здесь налицо одно из химических соединений, образуемых алюминием с кобальтом, или твердый раствор этого соединения в железе или кобальте. Возможно что в указанное химическое соединение входит также α -железо. Во всяком случае участие в образовании найденной составляющей кобальта и алюминия несомненно.



Фиг. 8а. Микроструктура Cr-Co стали III ($\times 500$). Отжиг при 1000°C .



Фиг. 8б. Микроструктура Cr-Co стали III ($\times 500$). Закалка при 900°C .

Сталь III (Cr-Co) представляет собой типичную сталь мартенситового класса. Однако, присутствие кобальта в твердом растворе с α -железом при малом проценте углерода заметно понижает хрупкость и твердость, присущие сталям этого класса. Микроструктуры этой стали, различным образом термически обработанные, представлены на фиг. 8а, б и в.

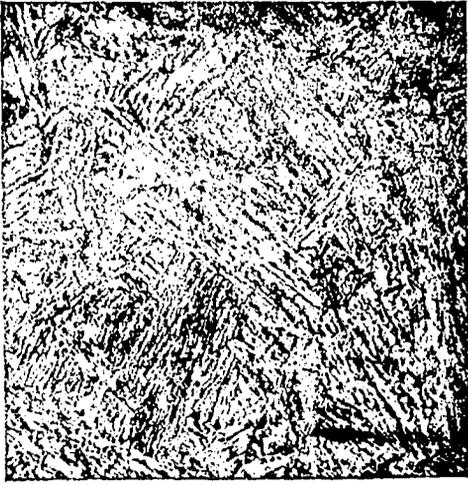
Из рассмотрения микрофотографии следует, что наиболее благоприятную структуру дает закалка с 900°C (фиг. 8б). Нагрев этой стали выше 950°C , независимо от скорости последующего охлаждения, вызывает грубо-игольчатую структуру, повышающую хрупкость стали (фиг. 8в).

Сталь V (Si-Co), как уже было указано, обладает чрезвычайно большой хрупкостью. Микроструктура этой стали представлена на фиг. 9а — д.

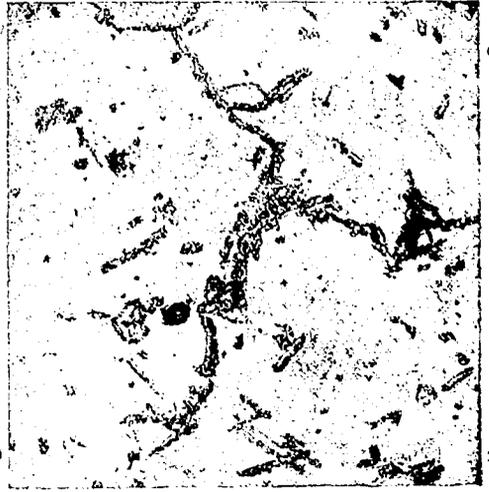
Во всех микрофотографиях основным фоном являются крупные клетки „кремнево-кобальтового феррита“, представляющего собой твердые растворы кобальта и кремния в железе. Кроме того, на микрофотографии фиг. 9а мы видим внутри клеток большое количество кристалликов игольчатой и палочковидной формы. Обильное выделение этих кристаллов также имеет место по границам и в стыках между клетками. Эти межклеточные скопления особенно хорошо заметны на микрофотографии фиг. 9б, сделанной при увеличении $\times 1000$. Отжиг при 1000°C дает чрезвычайно интенсивный рост ферритных клеток; размер их настолько увеличивается, что при увеличении $\times 500$ на микроснимке нельзя зафиксировать их грани

(фиг. 9в и г). В результате отжига игольчатые кристаллы исчезают, но вместо них появляется своеобразная елочковидная структура фиг. 9г.

Закалка Si-Co стали (в воде) с температурой 500—800° С, вызывающая некое уменьшение твердости и хрупкости, дает структуры, близкие к структуре



Фиг. 8в. Микроструктура Cr-Co стали III (× 500). Закалка при 1000°С.



Фиг. 9а. Микроструктура Si-Co стали V послековки (× 500).

той же стали в состоянии послековки. Однако, выделение кристаллов по границам клеток в данном случае происходит значительно более равномерно. Закалка с температур свыше 900° С, наоборот, вызывает изменение структуры примерно



Фиг. 9б. Микроструктура Si-Co стали V послековки (× 1000).



Фиг. 9в. Микроструктура Si-Co стали V (× 200). Отжиг при 1000°С.

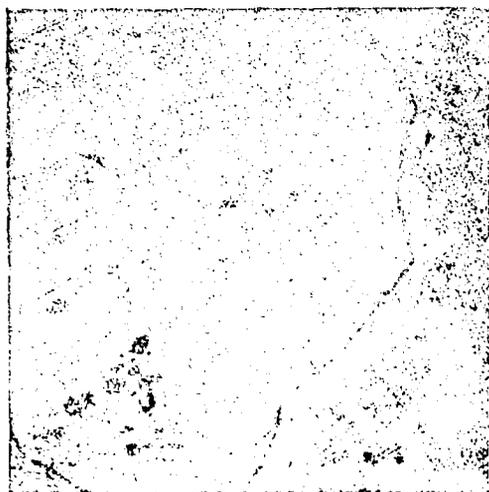
в том же направлении, что и отжиг (фиг. 9д), с той разницей, что закалка сопровождается меньшим ростом ферритных клеток.

Микроисследование стали V позволяет заключить, что в исследованной стали помимо кремнево-кобальтового феррита, представляющего собой твердый раствор Co и Si в α-железе, кобальт и кремний образуют какое-то новое (по всей вероятности, химическое) соединение. Это соединение выделяется как вну-

три, так и по границам ферритных клеток в виде кристалликов палочковидной и игольчатой формы. Межкристаллитные включения этих кристалликов и вызывают чрезвычайно высокую хрупкость Si-Co стали. Нагрев исследуемой стали, выше 900°C переводит кристаллики найденного соединения в твердый раствор с α -железом (твердость при этом почти не изменяется), при чем охлаждение сплава, независимо от его скорости не вызывает выпадения этих кристаллов. Отжиг или закалка Si-Co стали при температуре 1000°C и выше сопровождается ростом



Фиг. 9г. Микроструктура Si-Co стали V ($\times 500$). Отжиг при 1000°C .



Фиг. 9д. Микроструктура Si-Co стали V ($\times 500$). Закалка при 900°C в воде.

клеток до совершенно исключительной величины и одновременным появлением внутри клеток (ближе к границам) своеобразных „елочек“ (фиг. 9г), имеющих большое сходство с картиной линии сдвигов в наклепанном железе.

IV. Испытание на растяжение.

Методика испытаний на растяжение при высоких температурах подробно описана в монографии Г. Акимова и А. Борздыка „Исследование клапанных сталей“ (10). Здесь укажем лишь, что продолжительность разрыва составляла 10-12 мин., предварительная выдержка при температуре испытания 10 мин. Измерение удлинений производилось, как обычно, на длине, равной $10d$.

Результаты испытаний на разрыв сведены к табл. 3¹.

Таблица 3

Коэффициенты крепости и относительное удлинение² жароупорных сталей

Марка	Тип стали	Коэффициент крепости			Относительное удлинение в %		
		20°C	800°C	900°C	20°C	800°C	900°C
I	Co	40,4	5,6	2,8	31	34,4	42,0
II	Co-Al	58,4	8,1	4,4	21	36,0	55,0
III	Co-Co	122,0	14,8	8,2	10	44,0	38,3
V	Co-Mo-Al	84,0	9,2	6,0	10	35,0	44,5
VII	Co-Si-Al	70,0	6,5	3,5	4	29,9	45,0

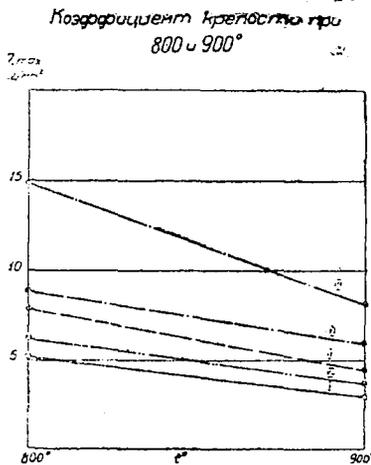
¹ В виду невозможности изготовить образцы из стали V дальнейшее испытание этой марки не могло быть произведено.

² Среднее из двух испытаний.

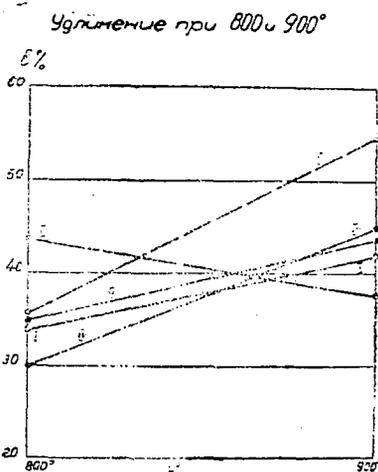
На фиг. 10 показано сравнение коэффициентов крепости исследованных сталей при нормальной и повышенной температурах. На фиг. 11 и 12 даны диаграммы зависимости коэффициентов крепости и удлинений тех же сталей от температур 800 и 900 °С.

Из рассмотрения этих диаграмм следует, что при нормальной температуре на первом месте по крепости на разрыв стоит сталь III (Cr-Co), коэффициент крепости которой значительно выше, чем коэффициент крепости ближайшей к ней стали VI (Co-Mo-Al), соответственно 122 и 84 кг/мм². Высокую крепость стали VI следует отнести, главным образом, за счет молибдена, так как присутствие алюминия, как видно из примера II марки, особенно резкого повышения механических качеств Co стали не дает.

Сравнивая коэффициенты крепости сталей II, VI и VII, мы видим, что добавление к Co-Al стали 3% кремния заметно повышает ее крепость, но в значительно меньшей степени, чем добавка молибдена.



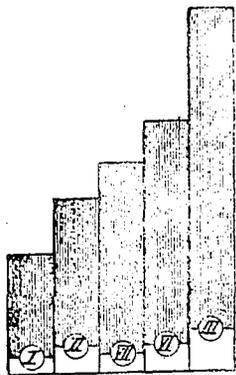
Фиг. 11. Коэффициенты крепости при 800 и 900° С.



Фиг. 12. Относительное удлинение при 800 и 900° С.

Наименьший коэффициент крепости дала марка I (10% Co) — 40 кг/мм². Таким образом, прибавление к мало углеродистой стали 10% кобальта не отражается в значительной степени на величине коэффициента крепости стали. Это наглядно видно из следующих сравнительных данных:

Сравнительная диаграмма коэффициентов крепости кобальтовых сталей



при 20° 40, 58, 70, 84, 122,
при 800° 5, 8, 8,5, 9,2, 10

Фиг. 10. Сравнительная диаграмма коэффициентов крепости кобальтовых сталей.

	Собственные данные	Houdremont и Schrader(8)
Z _{max} стали с 0,1% С без Co	33 кг/мм ²	45 кг/мм ²
Z _{max} " " 0,1% С с 10% Co	40,5 "	54 "
приращение Z _{max}	23%	20%

При температурах 800 и 900 °С наивысший коэффициент крепости показывает хромо-кобальтовая сталь III (14,8 кг/мм² при 800 °С и 8,2 кг/мм² при 900 °С). Сталь VI оказывается уже на втором месте. Еще более низкие результаты дают стали VII и I. Отсюда следует вывод, что невысокая крепость 10% кобальтовой стали при повышенных температурах может быть значительно увеличена присадкой небольших количеств других элементов. Во всяком случае, положительное влияние в этом направлении молибдена и алюминия, даже в количестве до 2%, несомненно¹.

V. Испытание на окисляемость при повышенных температурах.

Величиной, определяемой при испытании на окисляемость (коррозию) металлов при повышенных температурах, как известно, является привес испытываемого образца,

¹ О влиянии алюминия на механические свойства стали см. Lorsberg Breeler (1).

образующийся за счет поглощения кислорода поверхностью образца, при чем обычно эту величину относят к единице поверхности образца.

Если мы обозначим:

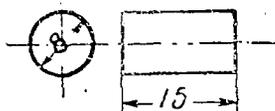
F — поверхность образца в см^2 ,

S — вес образца до опыта в z и

S' — вес образца после опыта в z ,

то искомая нами для данной продолжительности опыта величина (W) выразится:

$$W = \frac{S_2 - S_1}{F} \cdot \frac{z}{\text{см}^2}$$



Фиг. 13 Образец для испытаний на газовую коррозию.

В качестве образцов брались цилиндрики 8×15 мм (фиг. 13), тщательно отшлифованные. Предварительной термической обработки над ними не производилось. Обмер образцов перед испытанием производился с точностью до 0,1 мм, взвешивание (вместе с тиглем) — до 0,001 г.

Испытание было проведено в обычной лабораторной печи, в атмосфере нагретого до 800, 900 и 1000°С воздуха, при чем перед испытанием образцы вынимались из тиглей, помещались в гнезда специально изготовленной из нихромовой проволоки подставки и с подставкой вносились в печь. Продолжительность выдержки образца в печи (при колебании температуры $\pm 10^\circ\text{C}$) — 10 час. По истечении срока выдержки подставка с образцами выдвигалась из печи, образцы при помощи пинцета вынимались из гнезд и быстро переносились в соответствующие тигли, заранее помещенные в эксикатор. По остывании образцы взвешивались.

Результаты испытаний представлены в табл. 4 и на диаграмме фиг. 14. Более подробные данные приведены в таблицах.

Таблица 4

Окисляемость кобальтовых сталей

Марка	Тип стали	Количество поглощенного кислорода W г/см ² (за 10 час.) ¹		
		800°С	900°С	1000°С
I	Co	0,01001	0,02834	0,08827
II	Co-Al	0,00505	0,01320	0,08417
III	Cr-Co	0,00408	0,00654	0,03023
VI	Co-Mo-Al	0,00596	0,02697	0,05755
VII	Co-Si-Al	0,00258	0,00513	0,04820

Сравнивая между собой количество поглощенного различными сталями кислорода, мы видим, что наибольшее сопротивление окислению оказывают стали VII и VI (Co-Si-Al и Cr-Co), при чем если при температурах 800 и 900°С сталь VIII дала несколько лучше данные, чем сталь III, то после 900°С сопротивление окислению стали VII резко падает и Cr-Co сталь (III) оказывается при 1000°С на первом месте. Сталь II (Co-Al), занимавшая при 800—900°С третье место, уступает его при 1000°С марке VI (Co-Mo-Al). Наихудшие результаты при всех трех температурах дала кобальтовая сталь I.

Фиг. 14. Окисляемость Co сталей при высоких температурах.

при 1000°С на первом месте. Сталь II (Co-Al), занимавшая при 800—900°С третье место, уступает его при 1000°С марке VI (Co-Mo-Al). Наихудшие результаты при всех трех температурах дала кобальтовая сталь I.

¹) Среднее из 3 образцов.

Следует отметить, что внешний вид прокорродировавших образцов полностью соответствует приведенным данным. Стали III и VII имеют после испытания вполне удовлетворительный внешний вид. Окалина покрывает их тонким слоем; местами образцы покрыты лишь цветами побежалости. В противоположность им стали II и VI покрываются большим количеством окалины, а образцы стали I выглядят сильно разъеденными.

Таким образом, и в этом случае присутствие в кобальтовой стали небольшого количества Al в комбинации с другими элементами оказывает чрезвычайно благоприятное влияние на жароупорность сталей, что вполне согласуется с имеющимися в литературе данными по вопросу о влиянии Al на жароупорность углеродистой стали (см. в указателе литературы, например, 1). Вообще же сопротивление окислению исследуемой серии сталей следует признать невысокой, что видно из сопоставления полученных данных с приводимыми ниже результатами аналогичного испытания некоторых других марок стали (10). Испытание производилось при температуре 800°C, длительность — 10 час.¹

Марка	Тип стали	Количество поглощенного кислорода W г/см
V2A	Cr-Ni	0,00020
ЭХ12К	Cr-Co-Mo	0,00146
ЦАГИ Е	Cr-Ni-W с 0,25%С	0,00098
ЦАГИ К	Cr-Ni-W с 0,5%С	0,00021
Энерг: 5	Si-Cr	0,00027

Выводы.

Общий вывод, который можно сделать на основании настоящего исследования: жароупорность кобальтовых сталей в общем невысока. Это заключение относится в равной степени как к механической крепости, так и к антикоррозионным свойствам.

Исключение представляет хромокобальтовая сталь (марка III). К сожалению будучи сталью мартенситового класса, последняя обладает высокой натуральной твердостью и трудно поддается механической обработке. Сравнительно неплохие результаты дает также сталь VI. Однако, в настоящее время известен ряд сталей значительно более простого состава, которые по своим свойствам при повышенных температурах не уступают указанным выше маркам. Так, к стали III близка по своим свойствам обычная хромистая сталь с 12—16% хрома. Обыкновенная конструкционная хромомолибденовая сталь не уступает Co-Mo-Al стали VI. Это наглядно видно из следующих сравнительных данных, характеризующих эти стали при 800°C. (См. табл. 5).

Таблица 5

Марка	Химический состав в %					Кэф. кре- пости Z_{max} кг/мм ²	Окисляе- мость г/см ²
	С	Со	Cr	Мо	Al		
III	0,15	10	12	—	—	14,8	0,00408
ЭХ12 К	1,2	3	12	1	—	13,0	0,001 2
ЭХ12	1,2	—	12	—	—	10,0	—
—	0,6	—	16	—	—	11	—
VI	0,15	9	—	2	1,4	9,2	0,00596
—	0,5	—	1	0,3	—	9,0	—

При дальнейшем повышении рабочих температур разница между сравниваемыми сталями еще более сглаживается.

¹ В виду некоторого различия в условиях испытания для сравнения с Со сталями эти данные необходимо умножать на найденный из опыта коэффициент, равный 1,25.

Таким образом, кобальтовые стали, не отличаясь особо высокими жароупорными свойствами, с успехом могут быть заменены более простыми по составу бескобальтовыми сталями. Между тем, как известно, кобальт представляет собой дорогой импортный материал. Отсюда очевидна нецелесообразность применения нашей промышленностью кобальтовых сталей как жароупорных.

Литература.

1. Lonsbery and Brecler. Исследование физических свойств хромоалюминевых сталей. Trans. of the Amer. Society of Steel Traet. № 5, 1929.
2. Минкевич, Старк и Займовский. Опыт изготовления высокосортных магнитных сталей. Вестник металлопромышленности. № 6, 1929.
3. Masumoto. Диаграммы равновесия сплавов Ni-Co и Fe-Co. Sc. Rep. Tohoku. № 4, 1926, стр. 449.
4. Guillet. Revue de Metallurgie. 1905, стр. 348.
5. Allison. Сравнительное влияние кобальта и никеля в сталях. Am. Inst. of Metal. Eng. Февраль, 1927.
6. Dumas. Исследование вискелевой и кобальтовой стали. Extrait des annales des mines. 1902, Avril, Mai, June.
7. Arnold и Read. Химические и механические свойства Fe-C-Co сплавов. Journal of Inst. of Mechan. Ind. № 3, 1915.
8. Houdremont и Schrader. Влияние кобальта на углеродистые и быстрорежущие стали. Krupp Monatshefte. Jan.-Febr, 1932.
9. Houdremont и Schrader. Archiv Eisenhüttenwesen. Avril, 1932, стр. 523.
10. Акимов и Борздыка. Исследование клапанных сталей. Техника воздушного флота, № 11-12, 1932.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АЗОТА В НИТРИРОВАННЫХ СТАЛЯХ.

В связи с работами отделов Всесоюзного научно-исследовательского института авиационных материалов по азотированию специальных сортов стали перед химико-аналитическим отделом института встал вопрос о разработке метода определения концентрации азота в отдельных слоях и глубины нитрации.

Это потребовало разрешения трех отдельных задач:

- 1) выбора метода определения азота,
- 2) разработки метода снятия отдельных азотированных слоев и
- 3) разработки способа изоляции отдельных неазотированных участков исследуемых образцов.

В качестве метода определения азота был применен и проверен способ Вюста и Дюра, который основан на том, что при растворении стали в соляной кислоте связанный в железе азот переводится в аммиак или, точнее, в соли аммония. Кипячением с сильной щелочью аммиак отдестиллировывается и после добавления раствора иодэозина как индикатора титруется N/100 раствором серной кислоты (в случае надобности избыток кислоты оттитровывается N/100 раствором щелочи).

Производство определения 3 - 5 г стружек стали растворяются в 60 см³ HCl (уд. вес 1,19 или 1,12) в специальной колбе. Одновременно в колбу для дистилляции, которая содержит гороховидные кусочки пемзы, вливают 200 см³ (20%) раствора едкого натра и 100 см³ дистиллированной воды. Когда в колбе вся навеска стали растворится, раствор переносят в колбу для дистилляции. Колбу, в которой велось растворение, дважды промывают 50 см³ дважды дистиллированной воды. После этого отдестиллировывают 170 см³ раствора в приемник, в который предварительно вливают из бюретки точно 20 см³ N/10 серной кислоты. Титрация дистиллата происходит следующим образом: в приемник вливают 30 см³ разбавленного раствора иодэозина и сильно встряхивают сосуд, чтобы хорошо смешать раствор с индикатором, потом дают постоять минут 5 и, если раствор имеет бесцветную окраску, титруют N/100 раствором щелочи избыток кислот до порозовения, а когда раствор окрашивается в розовый цвет, перетитровывают N/100 раствором серной кислоты до обесцвечивания.

Для устранения ошибки опыта от поглощения аммиака из воздуха и воды и пр. предварительно необходимо холостым опытом с одинаковым количеством реагирующих веществ установить поправку на загрязненность воды, соляной кислоты и стекла аппаратуры. Затраченное на холостой опыт количество кислоты следует вычесть из количества израсходованной серной кислоты.

Проверка этого метода была произведена на ряде простых и специальных сталей, растворимых в кислотах, для которых, как известно, процент содержания азота не превышает 0,02%. Данные табл. 1 показывают, что способ Вюста и Дюра дает должные хорошо совпадающие результаты, и подтверждают, что в неазотированных черных металлах содержание азота не выходит за пределы 0,02%.

По принятому способу Вюста и Дюра анализу были подвергнуты два образца крупновской азотированной стали, при чем растворению подвергалась не измельченная проба, а весь подлежащий исследованию образец. Кусок азотированного

¹ Под руководством проф. Ф. К. Герке.

материала весом около 10 г подвергали постепенному растворению в кислоте для снятия азотированного слоя. В полученном растворе и велось определение азота.

№ по порядку	№ стали	Содержание азота в стали ‰	№ по порядку	№ стали	Содержание азота в стали ‰
1	I	0,0197	17	V	0,0013
2	I	0,0185	18	V	0,0014
3	I	0,0195	19	V	0,0015
4	I	0,0183	20	V	0,0014
5	II	0,0000	21	VI	0,0022
6	II	0,0000	22	VI	0,0047
7	II	0,0000	23	VI	0,0042
8	II	0,0000	24	VI	0,0045
9	III	0,0102	25	VII	0,0046
10	III	0,0103	26	VII	0,0050
11	III	0,0105	27	VII	0,0057
12	III	0,0103	28	VII	0,0055
13	IV	0,0038	29	VIII	0,0060
14	IV	0,0041	30	VIII	0,0061
15	IV	0,0036	31	VIII	0,0073
16	IV	0,0040			

Методика работы.

Взвешенный кусок стали растворялся в 50 см³ соляной кислоты (уд. вес 1,19) в течение 10 мин. при нагревании в фарфоровой чашке. Полученный раствор сливался в колбу, назначенную для перегонки. Чашка и кусок стали ополаскивались 50 см³ дважды дистиллированной воды. Эта вода присоединялась к полученному раствору, а кусок стали высушивался фильтровальной бумагой и помещался в эксикатор. В колбу для перегонки прибавлялось 200 см³ 20% раствора щелочи и 100 см³ дважды дистиллированной воды. Колба нагревалась до кипения на сильном огне, а во время перегонки процесс поддерживался на слабом огне горелки Бунзена. В приемник наливалось точно из бюретки 20 см³ N/10 раствора серной кислоты. Перегонка продолжалась до тех пор, пока объем дистиллята в приемнике не доходил до метки 170 см³. После этого перегонку раствора заканчивали и в приемник точно вливали 30 см³ индикатора иодэозина, содержимое приемника сильно встряхивали, приемник закрывали стеклянной пробкой, давали стоять 5 мин. и титровали N/10 раствором щелочи до порозовения. В случае перетитрования применяли N/10 раствор серной кислоты в 10 мин.

С каждым образцом азотированной стали было произведено по пяти последовательных опытов, пока содержание в них азота не падало до обычной нормы меньше 0,02‰. В табл. 2 даны результаты анализа крупновской стали при продолжительности растворения стали в соляной кислоте в течение 10 мин.

Таблица 2

№ по порядку	№ образца	Потеря в весе г	Содержание азота в снятом слое стали ‰	Потеря в весе ‰
1	I	0,6886	6,75	6,93
2	I	0,8678	6,73	9,70
3	I	1,0228	5,42	13,14
4	I	1,1300	0,34	17,47
5	I	1,3266	0,015	28,36
6	II	0,3386	5,80	4,17
7	II	0,7228	5,51	8,90
8	II	0,9523	2,24	13,56
9	II	1,1423	0,26	21,10
10	II	1,3575	0,017	37,50

¹ Расхождение цифровых данных опыта № 21 и опытов №№ 22, 23 и 24 надо отнести за счет случайности эксперимента.

Результаты табл. 2 показывают, что постепенным снятием слоя путем растворения стали в HCl в течение 30 мин. снимается вся азотированная часть, а растворимость металла увеличивается с ослаблением степени азотирования.

Такой же метод постепенного снятия слоев был применен и к образцам материала, азотированного в институте. Часть подлежащего испытанию куска материала была отрезана от более крупных частей и имела частично не азотированные поверхности, почему встала задача подыскать для них такой изолирующий слой, который не содержал бы в себе азотистых соединений, плотно приставал бы к металлу и удерживался бы на нем при процессе кипячения в крепкой соляной кислоте, не подвергаясь ее воздействию. Все возможные органические соединения: смолы, лаки, пластические массы, не давали для этой цели гарантии полного отсутствия азотистых соединений; металлические покрытия были бы слишком сложны, в то же время не всегда давали бы гарантии нерастворимости в кислотах. После ряда исканий была испробована пластическая сера. Результаты оказались вполне удовлетворительными (пластическую серу получали путем плавления комовой серы и перегрева ее до температуры 445°C). Пластическая сера хорошо держится на поверхности стали, не подвергается воздействию крепкой соляной кислоты при кипячении, не размягчается и не отстает.

Растворение стали при нагревании продолжалось по 5 мин. (каждый опыт). После того как весь азот был переведен в раствор, сталь с нанесенным слоем серы на поверхности кипятилась в соляной кислоте еще в продолжение 30 мин. для испытания прочности изоляции. Слой серы сохранился.

Таким образом затвердевшая пластическая сера крепко и плотно приставала к металлу и не отскакивала от него при кипячении в течение более часа. Чтобы учесть концентрацию азота по глубине его проникновения, параллельно с растворением образца, производилось и измерение при помощи микрометра толщины основания стержня по диаметру. В табл. 3 помечены результаты исследования двух азотированных образцов при продолжительности растворения стали в HCl в 5 мин.

Таблица 3

№ по ряду	Первоначальный вес стали г	Потеря веса после каждого опыта г	Потеря слоя после каждого опыта мм	Содержание азота в снятом слое стали %
1	37,7353	0,2052	0,25	3,99
2		1,5376	0,43	0,106
3		1,1400	0,34	0,020
4		1,2360	0,32	0,017
5	18,224	0,4070	0,40	5,31
6		1,2832	0,54	0,176
7		1,3080	0,42	0,062
8		1,2270	0,35	0,025

Результаты показывают, что для слабо азотированной стали три последовательные растворения по 5 мин. уже достаточны, чтобы снять весь азотированный слой, и что слой этот проникает на сравнительно незначительную глубину $0,25 + 0,43$

2

$= 0,34$ мм в первом и $0,47$ мм во втором образцах. Для крупновских сильно азотированных сталей для растворения всего азотированного слоя затрачивалось по 30 мин. На быстроту растворения, конечно, могут оказывать влияние и различные специальные примеси в стали.

Изложенный материал показывает, что, пользуясь методом Вюста и Дюра и применяя предлагаемую институтом методику снятия азотированного слоя любой толщины, изменяя время растворения в соляной кислоте и измеряя толщину растворившегося слоя, можно для любого полностью или лишь частично нитрированного образца проследить постепенность нитрации и построить соответствующие кривые.

БОЛЬШИЕ УВЕЛИЧЕНИЯ В ПРАКТИКЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ РАБОТЫ.

Настоящая статья имеет целью сообщить результаты наших работ по разработке методики получения больших увеличений на металлмикроскопе и попутно ознакомиться на некоторых положениях микроскопической оптики, связанных с постановкой данного вопроса.

Для того чтобы была понятна сущность вопроса и необходимость данной работы, мы остановимся на следующих пяти основных пунктах:

- 1) необходимость больших увеличений,
- 2) получение изображения в микроскопе и границы оптического наблюдения,
- 3) работы американского исследователя Лукаса¹ с большими увеличениями,
- 4) характеристика микроскопической оптики высокой разрешающей способности и
- 5) практика получения больших увеличений с имеющимся в наличии оптическим оборудованием.

Металлографический метод исследования сплавов, оставшийся долгое время почти единственным основным методом исследований металлов, не потерял и в настоящее время своего значения, несмотря на развитие новых методов исследования, как, например, рентгенографический и целый ряд различных физических методов, значительно продвинувших вперед наши познания в металлведении.

Качество оптики микроскопа, основного инструмента металлографии, доведено до высших пределов технических возможностей; тем не менее имеются еще другие пути улучшения видимости тончайших деталей структуры, еще полностью неиспользованные в повседневной металлографической практике.

Обычным методом проявления структуры полированных образцов является травление. Как известно, протравливающие реактивы действуют последовательным растворением металла от поверхности вглубь, при чем степень растворения изменяется в зависимости от состава различных мест металла. От качества полировки и травления, т. е. от приготовления образца для микроскопического исследования, как мы увидим впоследствии, зависит очень многое для получения хорошего микроснимка.

Необходимость больших увеличений.

Увеличения, применяемые для обычных целей исследования, обуславливаются типом рассматриваемой структуры.

Американское общество по обработке стали (American Society for Steel Treating) предлагает следующий стандарт увеличений: 10, 50, 100, 150, 200, 500, 1000, из серии коих рекомендует для мартенсита и сорбита увеличение $1000\times$, для зернистого материала или крупнослойного перлита от $100\times$ до $300\times$ и др.

По немецким нормам DIN 828 дается стандарт увеличений, см. табл. 1.

¹ Francis Lucas. Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers 1926, vol. XXIII, 909; Transactions of the new International Association for Testing Materials, Zürich, 1930 vol. A.

Таблица 1
Немецкие нормы увеличений

1	10	100	1 000
2	20	200	1 200
3	25	300	1 500
4	30	400	
5	40	500	
8	50	600	
	80	800	
		900	

Нет нужды доказывать необходимость стандартизации увеличений микро- снимков для нашей страны.

Для металлографической практики приобретают важное значение большие увеличения, хотя и выходящие за пределы апертуры объектива.

В последние годы большинство американских работ иллюстрируют микро- фотографии с увеличением от 2 000—3 500 раз.

Эти увеличения дают возможность получения новых сведений о структуре сплавов и о происходящих в сплавах превращениях.

Например, в работе Кривобок¹⁾, опубликованной в 1929 г., по исследованию структуры марганцевистых сталей образование игл мартенсита в плоскостях скольжения (при деформировании сплава) иллюстрируется большими увеличениями.

Необходимость больших увеличений в практике изучения авиационных материалов приобретает еще более важное значение в связи с теми сложнейшими физическими явлениями, которые сопутствуют различным обработкам, имеющим целью придать этим материалам особо высокие качества.

Большие увеличения могут найти свое практическое применение при исследовании дефектов материала в виде трещин, вызванных внутренними напряжениями, как следствие неправильной обработки материала. Можно указать на случай в нашей практике, когда присланная нам импортная Cr-Mo сталь на предмет выявления пригодности этой стали для самолетостроения, при испытании дала нормальные механические свойства, за исключением работы на удар, которая вместо обычных 6—9 кг.м/см² была только 1,5 кг.м/см². Обычно применяемые увеличения не обнаружили дефектов материала.

По предложению проф. Акимова Г. В. шлиф был просмотрен под большим увеличением и в этом случае дефект был обнаружен, в материале оказались трещины (см. фиг. 1 и 2).

Широкое поле применения могут найти большие увеличения при исследовании явлений, связанных с термической обработкой алюминиевых сплавов. Боль-



Фиг. 1. Трещина в нормализованной прутковой Cr-Mo стали. 2000 X.

¹⁾ Krivobok V N A Study on the constitution of high manganese steels. Tr. A. S. S. T., № 6 1929, June.

шими увеличениями также широко пользуются при исследовании нитрированного слоя. Как известно, в этом случае мы имеем несколько зон, отличающихся друг от друга по структуре. Изучать структуру этих зон и измерять их можно, применяя увеличения порядка 2 000 — 3 000.

Таким образом, является совершенно очевидным целесообразность работы с большими увеличениями во многих случаях теоретических и практических работ.



Фиг. 2. То же, что и фиг. 1. 4000 X.

Получение изображения в микроскопе и границы оптического наблюдения.

Согласно теории Аббе, разрешающая способность микроскопа зависит прежде всего от апертуры объектива.

Пятьдесят лет тому назад Аббе дал вывод формулы, определяющей границу оптического наблюдения:

$$\sin \alpha = \frac{\lambda}{n \delta},$$

где α — угол, между одной из образующих светового конуса, входящего в объектив, и его осью, т. е. угол, определяемый апертурой объектива,

δ — наименьшая частица, видимая в микроскоп,

n — показатель преломления среды между объектом и объективом,

λ — длина световой волны.

Отсюда наименьший видимый размер элемента структуры δ , т. е. разрешающая способность микроскопа, определится формулой:

$$\delta = \frac{\lambda}{n \sin \alpha}.$$

Аббе ввел математическое понятие для определения разрешающей способности микроскопа. Принимая половину предельного отклоняющего угла за 90° , имеем нумерическую апертуру $NA = n \sin \alpha$; тогда формула, определяющая предел видимости тончайших деталей, примет вид:

$$\delta = \frac{\lambda}{NA}.$$

При применении косоугольного освещения разрешающая способность увеличится вдвое. В этом случае получим:

$$\delta = \frac{\lambda}{2NA}.$$

Анализируя формулу Аббе, мы видим, что разрешающая способность микроскопа определяется величиной нумерической апертуры, которая не может быть больше n , т. е. показателя преломления, и длиной световой волны.

Таким образом, чтобы увеличить δ , есть два пути:

- 1) увеличить апертуру объектива и
- 2) уменьшить длину световой волны.

Апертура объектива доведена до своего крайнего предела, который возможен при современном состоянии оптической техники.

Если взять объективы фирмы Цейсса (Zeiss), рассчитанные Аббе, которые еще никем не превзойдены по качеству, то они имеют следующие наибольшие нумерические апертуры, приведенные в табл. 2:

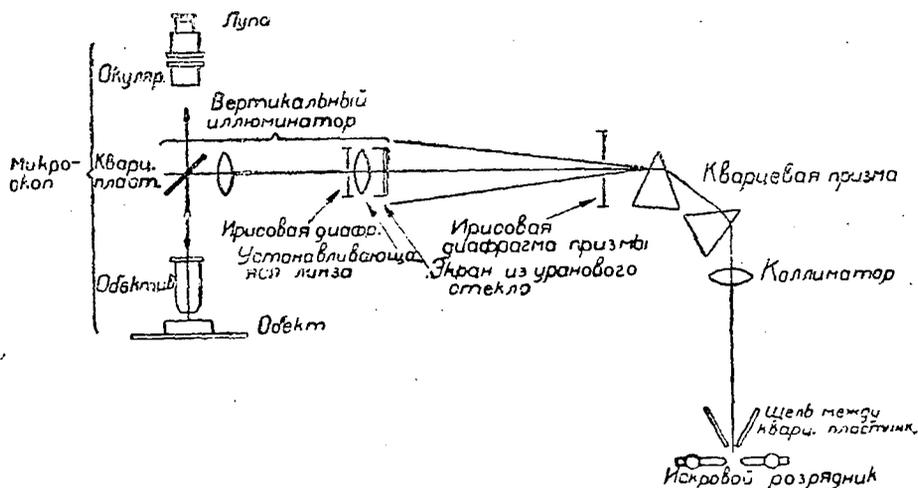
Таблица 2

для сухих систем	$NA = 0,95$	вместо теоретической	$NA = 1,0$
„ водяной иммерсии	$NA = 1,25$	„	$NA = 1,33$
„ масляной „	$NA = 1,40$	„	$NA = 1,515$
„ монобромнафталиновой иммерсии	$NA = 1,60$	„	$NA = 1,66$

Попытки увеличения разрешающей способности микроскопа другим путем — применением света с короткой длиной волны — начались уже давно (еще до 1900 г.), но только в работах Лукаса (Америка) получили практическое осуществление.

Работа Лукаса с большими увеличениями.

Исследование непрозрачных объектов в ультрафиолетовом свете впервые было применено Лукасом в лаборатории Телефонной К^о Белла (Bell) в Нью-Йорке.

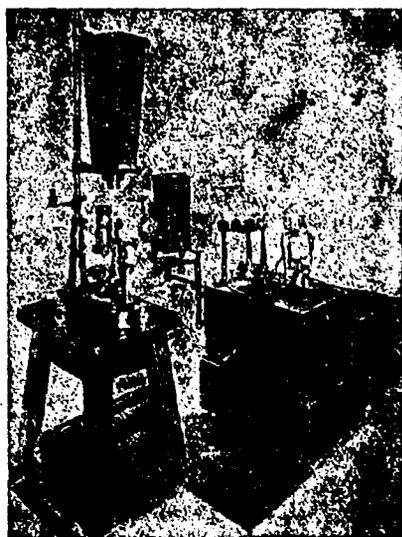


Фиг. 3. Схема оптической системы при работе с ультрафиолетовыми лучами.

В 1922 г. Лукасом совместно с научным отделом Цейсса был сконструирован микроскоп, специально предназначенный для ультрафиолетового света. Схема оптической системы и общая картина установки приводится на фиг. 3 и 4.

Источник ультрафиолетового света представляет искровой разрядник с металлическими электродами и щелью из кварцевой пластинки. Свет проходит через коллиматор и две кварцевые призмы¹. Из диафрагмы призмы свет попадает в вертикальный иллюминатор металлографического микроскопа и посредством специальной оптической системы, находящейся в вертикальном иллюминаторе, освещает кварцевую пластинку, которая отводит свет книзу на образец так же, как в металлографическом микроскопе с иллюминатором типа Бека (Веек). Поскольку применяются волны света, невидимого для глаза, пользуются флуорисцирующим экраном для центровки света на апертуре вертикального иллюминатора.

¹ Всю оптику Лукасу пришлось изготовить из кварца, так как стекло не пропускает ультрафиолетовых лучей.



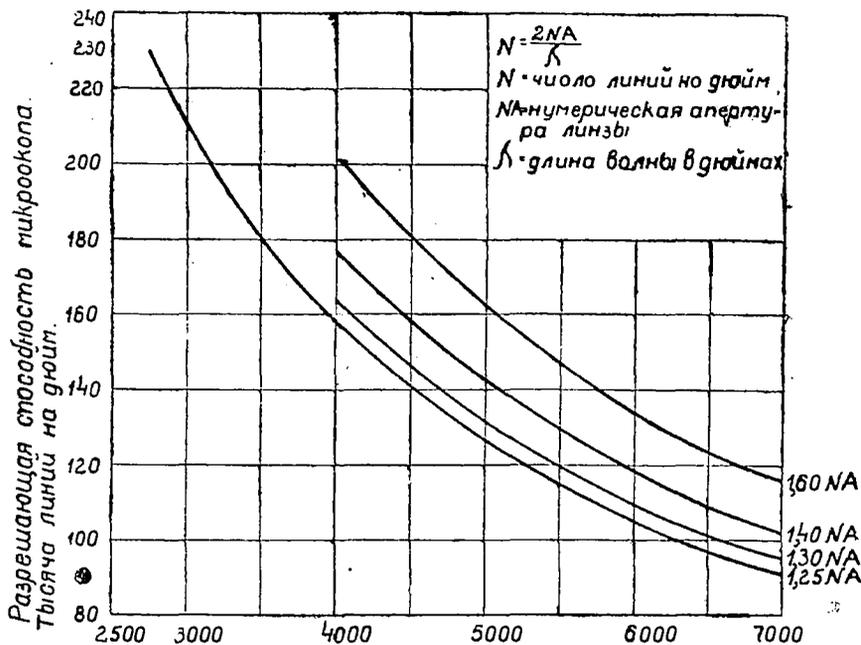
Фиг. 4. Общий вид установки Лукаса для микрофотографирования с ультрафиолетовыми лучами.

После того как свет центрирован, экран удаляется и смотрят через лупу. Лупа, снабженная также флуоресцирующим экраном, применяется для наблюдения изображения и помещается над окуляром. Все оборудование, как видно на фиг. 3 и 4, состоит из двух частей: микроскопа и искрового разрядника с повышающим трансформатором с 220 V до 10 000 V.

Применяемые электроды были из Cd или Mg. В качестве светофильтра применялась зеленая жидкость. Фотопластинки были с мелкозернистой эмульсией и весьма чувствительные к ультрафиолетовым лучам.

Объектив — монохромат с $NA = 1,25$ из горного хрусталя и кварца; в качестве иммерсии применялся глицерин + H_2O .

Длина фотокамеры 80 см при оптической длине камеры 30 см. Увеличение, полученное на этом микроскопе при длине камеры 31 см объективом наибольшей численной апертуры 1,25, было 3600.



Фиг. 5. Диаграмма, показывающая зависимость между длиной волны, численной апертурой и теоретической разрешающей способностью микроскопа.

Преимущество этой системы явствует из прилагаемой диаграммы по Лукасу, (фиг. 5). Диаграмма вычислена на основании формулы Аббе, где наблюдаемый объект представляется в виде системы параллельных полос, очень близко друг к другу расположенных.

Для ультрафиолетового света с длиной волны 2750 \AA и объектива монохромата с $NA = 1,25$ разрешающая способность выражается 230 000 линий на дюйм (эта точка нанесена на диаграмму нами), в то время как для объектива с $NA = 1,40$ при белом свете, принимая длину волны наиболее ярких лучей спектра $\lambda = 5890 \text{ \AA}$, соответствующей желтой части спектра, разрешающая способность выражается 121 000 линий на дюйм. Самая выгодная часть спектра, в смысле длины волны, синяя, имея $\lambda = 4500 \text{ \AA}$, дает для этого же объектива 158 000 линий на дюйм.

Вторым достоинством этой системы является монохроматический объектив, который лишен хроматической аберрации, благодаря чему получается больше четкости в изображении сравнительно с апохроматом.

При всех этих достоинствах микроскоп с ультрафиолетовыми лучами имеет следующие недостатки:

1) Очень велика поглощаемость ультрафиолетовых лучей металлами, вследствие чего количество света, отраженного от исследуемой поверхности, слишком мало.

В лучшем случае у сплава Магналий в нетравленном состоянии отражаемость равна 67%, все остальные металлы отражают еще значительно меньше.

2) Сложность получения интенсивного пучка ультрафиолетовых лучей.

3) Трудность подбора критического освещения и фокусирования (в данном случае автор предпочитает механическое фокусирование).

4) Техника приготовления шлифов для ультрамикроскопирования требует исключительного искусства и ставит предел использованию всех возможностей высокой разрешающей способности системы.

Все указанные трудности в большой степени осложняют применение ультрафиолетового света для целей микроскопического исследования.

Лукас, видя большие затруднения в применении ультрафиолетовых лучей, пошел также по другому пути,—технического улучшения разрешающей способности микроскопа в области видимого спектра.



Фиг. 6. Перлит. Желто-зеленый свет. 3300 \times .



Фиг. 7. Трещина в мартенсите после отпуска. Ультрафиолетовый свет. 3500 \times .

Лукас пришел к убеждению, что (улучшением приготовления шлифа можно повысить разрешающую способность микроскопа, так же как и улучшением оптических свойств линзы.

Для иллюстрации результатов работ Лукаса с большими увеличениями приводим некоторые микрофотографии из его трудов (см. фиг. 6, 7, 8 и 9)¹.

Как было указано выше, Лукас обращает особое внимание на методику приготовления образцов для микроскопического исследования. Им была разработана специальная методика полирования и шлифования образцов из железа и стали для апохромата с $NA=1,40$, которая опубликована в последнем издании книги Совера (Sauveur)².

Лукас любезно прислал нам оттиск своей статьи, краткое содержание которой мы излагаем.

Останавливаясь на выборе величины и формы объекта, автор считает цилиндрические образцы предпочтительнее образцов прямоугольного сечения. Для образцов средних размеров рекомендует брать величину высоты объекта, равной $\frac{1}{3}$ от его диаметра или ширины, как указано на фиг. 10 а и в. Если края объекта не подлежат специальному изучению, то их предлагается скосить как на фиг. 10 с,

¹ Фиг. 6, 7 и 8 уменьшены вдвое. Обозначение увеличений сохранено прежнее.

² Sauveur. Metallography of Iron and Steel. Appendix III. Francis F. Lucas. Preparation of Iron and Steel Specimens for Microscopic Examination, p. 525-528.

чтобы не рвать полировального сукна. Для объектов малых размеров, как проволока и др., предлагается способ закрепления, указанный на фиг. 10 *d*. В этом случае проволока вставляется в просверленное отверстие и закрепляется сбоку винтиком. Образцы неровной формы и малых размеров помещаются в фибровую



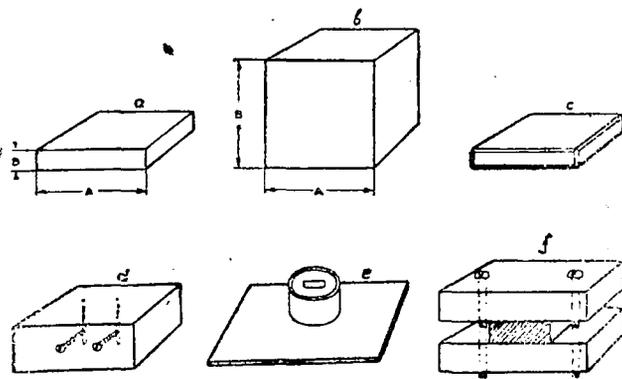
Фиг. 8. Вязкий мартенсит, границы зерен. Ультрафиолетовый свет. 3500 X.



Фиг. 9. Специальная сталь с высоким содержанием углерода. Некоторые мартенситовые иглы светлые, а другие темные. Затемнены зоны вокруг аустенитовых зерен, объектив 6 мм, окуляр 10 X. Ультрафиолетовый свет. 750 X.

трубку и заливаются (см. фиг. 10 *e*). Для этого берут сухой канадский бальзам, нагревают до горячего состояния и по уничтожении пузырьков наливают его в эту трубку. По остывании бальзама образец охватывается твердой стеклообразной массой. Автор высказывается против заливания шлифа легкоплавкими металлами, так как они неспособны полностью

охватить металл; вокруг образца образуются маленькие щели, в которых могут задержаться крупинки абразивного вещества. Если нужно изучить край образца, лучше всего зажать его в струбцинку, указанную на фиг. 10 *f*. Материал зажима следует брать одинаковой твердости с исследуемым металлом.



Фиг. 10. Рекомендуемые формы образцов и способы их закрепления.

к кругу таким образом, чтобы риски от окиси алюминия пошли перпендикулярно рискам от последнего номера бумаги. Когда риски от наждачной бумаги будут сведены, образец водят по окружности в направлении, обратном вращению круга. Это обеспечивает шлифовку образца во всех направлениях и дает возможность точно выявить истинный характер структуры и включений.

Автор рекомендует шлифование вести на бумагах следующих номеров: 3, 2, 1, 0, 00 и 000, после чего перейти к полированию с окисью алюминия при скорости вращения диска 300 об/мин.

В начале полировки образец следует держать по отношению

Лукас предлагает после полирования с окисью алюминия полировать шлиф с окисью магния при вращении диска со скоростью 100 об/мин. Окись магния наносится в сухом виде в центр круга и смачивается дистиллированной водой до образования густой массы. Эта масса растирается на круге так, чтобы покрыть площадь круга диаметром около 75 мм. В процессе самой полировки вода добавляется в таком количестве, чтобы поддержать окись магния в состоянии пасты.

После полирования монтированные образцы вынимаются из зажимов, очищаются и промываются спиртом. Образцы, залитые канадским бальзамом, перед травлением следует освободить от бальзама, так как последний от действия травителей растворяется. Таким образом приготовленный образец можно считать готовым к травлению. После травления шлиф промывается в трех спиртовых ваннах. В первой ванне 95% спиртом, а в двух остальных чистым (абсолютным) спиртом. Затем образец сушится в теплой струе воздуха.

После работы полировальный круг смывается дистиллированной водой с прибавлением к ней небольшой порции соляной кислоты. Полировальный круг следует держать в дистиллированной воде в закрытом сосуде.

Лукас указывает, что если работа была произведена очень тщательно, то шлиф должен иметь блестящую, белую поверхность и никаких рисок не должно быть заметно при любых увеличениях с объективом наивысшей разрешающей способности.

Характеристика микроскопической оптики высокой разрешающей способности.

На табл. 3 приведена характеристика наивысших по качеству объективов по данным первоклассных европейских фирм.

Таблица 3.

Характеристика объективах высокой разрешающей способности

Наименование фирмы	Увеличение объективов	Нумерическая апертура	Фокусное расстояние мм	Расстояние объекта до объектива мм	Род иммерсии	Объективы коррегир. на данную тубуса мм	Цена объектива в германских марках	Увеличения даются в виде	Окуляры, дающие наибольшее увеличение	Максимальное увеличение для визуальных наблюдений
ЦЕЙСС	90	1,30	2,8	0,29	кедровое масло	—	202	„Einzelvergrößerung“	K20X	1800
	108	1,60	2,5	0,07	монобромнафталин	—	960		—	2016
	94	1,30	2,0	0,28	кедровое масло	190	192		—	1880
	94	1,40	2,0	0,22	„ „	190	300		—	1880
	74	1,60	2,5	0,07	монобромнафталин	190	960		—	1480
ЛЕЙТЦ	100	1,30	2,5	—	кедровое масло	250	115		K20X	2000
	90	1,32	2,8	—	„ „	250	170		—	1800
РЕЙХЕРТ	148	—	2,0	0,18	кедровое масло	250	197	„Eigenvergrößerung“	K13X	2150
	195	—	1,5	0,13	„ „	250	259		—	2540

Из таблицы явствует, что между увеличением, даваемым объективом, и возможностью различать тонкие структуры нет никакой прямой связи.

Это лучше всего видно, если сопоставить объектив Цейсса с $NA=1,30$, имеющий собственное увеличение 94, с объективом с $NA=1,60$, дающим собственное увеличение 74; последний, хотя дает меньшее увеличение, но разрешающая способность его значительно выше, поэтому он и стоит по цене в пять раз до-

роже первого. Рейхерт (Reichert), желая получить большие увеличения, пошел по пути уменьшения фокусного расстояния объектива.

Известно, что собственное увеличение N_1 объектива равно

$$N_1 = \frac{\Delta}{f},$$

где Δ — оптическая длина тубуса и f — фокусное расстояние объектива.

Из этой формулы следует, что с уменьшением фокусного расстояния объектива мы можем получить все большие увеличения. Однако, нельзя дальше пойти по пути уменьшения фокусного расстояния объектива, так как это связано с конструкцией объектива и уменьшением величины самого объектива. Фронтальная линза у наиболее сильных объективов не превышает размерами булавочной головки, а поэтому слабо держится в своей оправе. Понятно также, что количество световых лучей, воспринимаемых такой линзой, очень мало и дальнейшее уменьшение линзы поведет к совершенному затемнению изображения.

Обращает на себя внимание некоторое несоответствие величин, указанных в материалах фирмы. Это несоответствие заключается в том, что если вычислить N_1 по данной формуле, то мы имеем для случая объективов с фокусным расстоянием $f=2$ мм, $N_1=125$, вместо указанного 148, при $f=1,5$ мм, $N_1=167$, вместо указанного 195.

Не ограничиваясь одним только математическим подсчетом, мы тарировали иммерсионные объективы Цейсса и Рейхерта при оптической длине камеры. Результаты измерения показаны в табл. 4.

Таблица 4

Результаты сравнительного испытанна объективов Цейсса и Рейхерта

Объективы		Увеличение объектива по каталогу	Увеличение окуляров по каталогу		Полученное увеличение на экране при длине камеры 200 мм	Увеличение объектива согласно измерению. Подсчеты по Рейхерту	Среднее увеличение объектива	Увеличение объектива согласно измерению. Подсчеты по Цейссу	Среднее увеличение объектива
фирма	обозначение		Цейсе	Рейхерт					
Рейхерт	1,5 мм	195		11	1350	166	158	153	145
"	"	"	10	8	1100	149		137	
"	"	"	7	8	900	152		140	
"	"	"	7	8	850	164		152	
"	2 мм	148		11	1000	123	121	113	112
"	"	"	10	8	800	108		100	
"	"	"	10	8	750	127		117	
"	"	"	7	8	650	126		116	
Цейсе	1,30	90		11	800	93	92	91	85
"	"	"	10	8	600	81		75	
"	"	"	10	8	550	93		86	
"	"	"	7	8	500	96		89	

Таблица показывает, что истинные значения собственных увеличений объективов фирмы Рейхерта не только не соответствуют написанным в фирменных каталогах, но они даже ниже величин, арифметически вычисленных выше. В то же

1) Разница в подсчетах по Цейссу и Рейхерту получается из-за неучета последним 1,5 см поправочного слагаемого.

время собственное увеличение объектива фирмы Цейсса вполне соответствует как вычисленному, так и полученному путем измерения. Очевидно, что увеличение, даваемое микроскопом, поскольку оно зависит от изменения фокусного расстояния объектива и окуляра, далеко не одно определяет разрешающую силу микроскопа. Несравненно большую роль играет апертура объектива.

Не располагая первоисточниками о величинах апертур объективов фирмы Рейхерта и не имея под рукой апертометра, мы не могли получить точных сведений об апертурах этих объективов. Мы обратились к фирме с просьбой разъяснить нам вышеприведенное несоответствие и сообщить величины апертур их объективов. Но для нас одно с несомненностью ясно, что несмотря на гораздо большее увеличение, даваемое этими объективами, по сравнению с объективом Цейсса, объектив последнего обладает гораздо более высокой разрешающей способностью. Это вид-

но и на микрофотографиях одной и той же структуры, снятых при одинаковых условиях на разных микроскопах (фиг. 11 и 12)

Объективы Цейсса для большого металл-микроскопа корректированы на бесконеч-

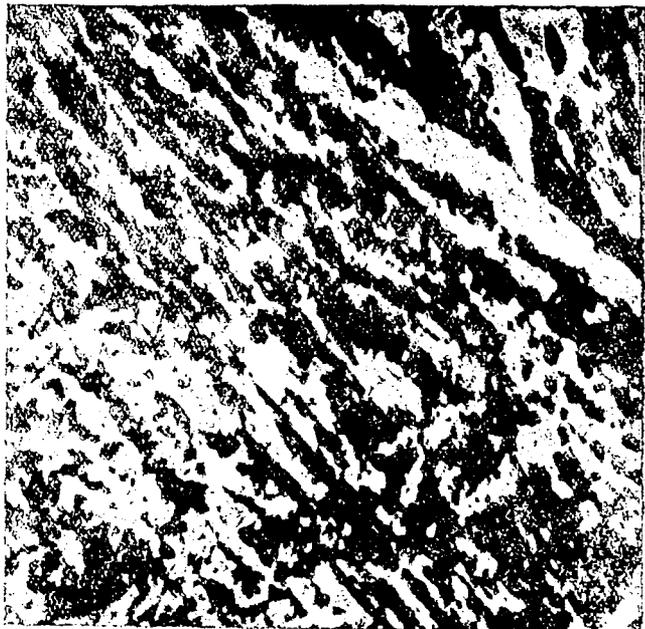
ность, а потому они несколько отличаются от объективов других фирм. В этом случае бесконечно удаленное изображение, даваемое объективом, рассматривается как бы через зрительную трубу, которую составляют окуляр и специальная линза, являющаяся объективом этой телескопической трубы. Фокусное расстояние объектива этой трубы $f=250$ мм имеет для увеличения то же значение, что и оптическая длина трубы Δ для обычной системы микроскопа.

Изображение, возникающее в фокусе объектива этой трубки, дает единичное увеличение e „Einzelvergrößerung“.

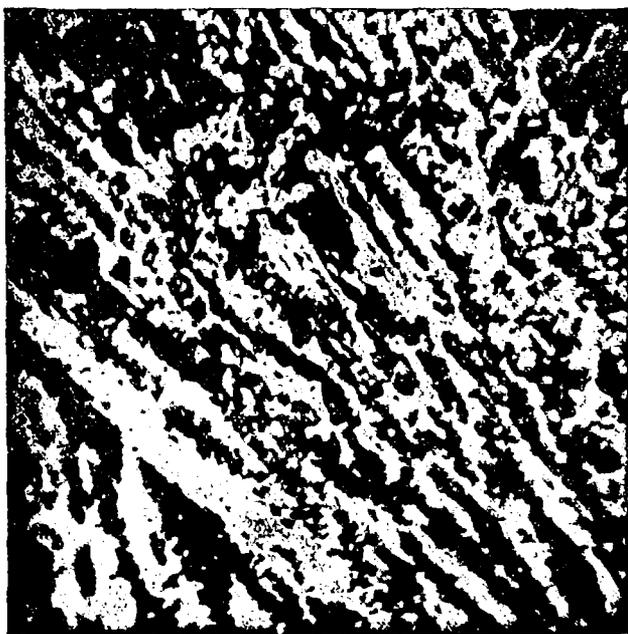
$$N_1 = \frac{250}{f_1}$$

Фиг. 12. Ст-Мо сталь; феррит-перлит; объектив 1,5 мм, окуляр К 12×; микроскоп Рейхерта. 2000×.

где f_1 — фокусное расстояние объектива.



Фиг. 11. Ст-Мо сталь; Феррит-перлит; объектив 90; окуляр К 20×; микроскоп Цейсса. 2000×.



Значение N_1 выгравировано на объективах в качестве „Einzelvergrößerung“.

В этом случае эта величина является одновременно и „Lupenvergrößerung“ (увеличением лупы) объектива в смысле того определения, какое дал Аббе: *расстояние наилучшего зрения, деленное на фокусное расстояние объектива*.

Вообще, единичное увеличение „Einzelvergrößerung“ не следует смешивать с собственным увеличением объектива „Eigenvergrößerung“ или увеличением лупы „Lupenvergrößerung“. Под этим последним понимается увеличение, которое дает объектив без окуляра при использовании как лупа. По Аббе, для сильных систем, „Eigenvergrößerung“ почти в $1\frac{1}{2}$ раза больше, чем „Einzelvergrößerung“, которое нам показывает объектив. Увеличение N_2 , даваемое окуляром, получим, если расстояние наилучшего зрения (250 мм) разделим на фокусное расстояние f_2 окуляра:

$$N_2 = \frac{250}{f_2}.$$

Общее увеличение (N) системы получается из произведения двух этих увеличений:

$$N = N_1 \cdot N_2.$$

Это мы имеем при субъективном наблюдении.

Если принять цифру на объективе за увеличение объектива по Аббе, то необходимо рассматривать цифру на окуляре, как добавочное увеличение окуляра, при чем эта последняя величина является здесь не фиктивным, а действительным увеличением зрительной трубки. Если же принять цифру на объективе за собственное увеличение, даваемое комплектом линз объектива микроскопа и зрительной трубки, то цифра на окуляре даст единичное увеличение лупы.

Несколько слов о сочетании объективов с окулярами. Существует мнение, что так как увеличение окуляра „пустое“, т. е. подробностей объекта не обнаруживает, а только увеличивает то, что дает объектив, то лучше сочетать объективы с большим собственным увеличением с окуляром, дающим малое увеличение. Это, как справедливо указывает проф. Келер (Köhler)¹, неверно. Нужно так сочетать объектив с окуляром, чтобы общее увеличение, даваемое системой, находилось в пределе полезного увеличения объектива.

Из окуляров Цейсса есть еще окуляр с собственным увеличением 30×, который можно рекомендовать при работе с большими увеличениями, так как вместо получения увеличения за счет растяжения камеры, лучше получить такое же пустое увеличение за счет окуляра. Это соображение относится только к получению больших увеличений.

Благодаря раздвижению камеры можно получить изображение предмета с увеличением, превосходящим то, при котором нормальный глаз различает все детали предмета, проектируемые объективом, в зависимости от его апертуры. Увеличение на матовом экране фотокамеры зависит от того, насколько растянута камера. Для любого увеличения N_x можно найти величину x раздвижения камеры, по формуле:

$$x = \frac{N_x}{N_1} \cdot \frac{25 \text{ см}}{N_2} + 1,5 \text{ см},$$

где x — раздвижение камеры в сантиметрах (мерить нужно от матовой стороны экрана до наружного края оправы окуляра),

N_x — желаемое увеличение,

N_1 — собственное увеличение объектива,

N_2 — ” ” ” окуляра,

1,5 см — поправочное слагаемое.

В случае пользования гомаями I, III и IV (у которых фокусное расстояние равно 2 см), раздвижение камеры находят из расчета:

$$x = \frac{N_x}{N_1} \cdot 2 - 3,5 \text{ см}.$$

¹) Prof. Dr. A. Köhler, Wie erzielt man gute mikrographische Aufnahmen? „Der Farben-Chemiker“. Heft April — Juli 1931.

Для гомалея II, в виду его фокусного расстояния 7 см и необходимости каждый раз особо коррегировать на соответствующую длину камеры, уравнение принимает вид:

$$x = \frac{N_x}{N_1} \cdot 7 - 17 + b,$$

где b — глубина вставления гомалея II.

Рейхерт дает такую формулу для определения увеличения V_x для любого положения камер x .

$$V_x = \frac{V_{250} \cdot x}{250},$$

где V_{250} — есть общее увеличение, даваемое объективом и окуляром при длине камеры 250 мм.

Нетрудно видеть, что это уравнение представляет собою такое же уравнение, которое было приведено для подсчетов в случае оптики Цейсса, но представлено оно в несколько алгебраически преобразованном виде, только без учета поправочного слагаемого 1,5 см.

Нужно отметить, что если подсчеты по вышеприведенным формулам для оптики Цейсса дают приближенные величины, то в случае оптики Рейхерта вычисленные величины далеки от действительных.

Искомые увеличения точно устанавливаются при помощи объектмикрометра.

Практика получения больших увеличений с имеющимся в наличии оптическим оборудованием.

Прежде чем перейти к практическим выводам нашей работы, остановимся на вопросе о том, что же мы считаем большими увеличениями.

По Аббе, значение полезного увеличения примерно в 500—1000 раз больше апертуры (это то увеличение, при котором глаз с нормальной остротой зрения различает все детали, какие могут быть видны на изображении при данной апертуре объектива). При коротких волнах синего или фиолетового света изображение увеличивается, превосходя в данном случае апертуру в 700—1400 раз.

Таким образом, для объектива с $NA=1,30$ максимальное полезное увеличение для желтого света является увеличением порядка 1300. Это легко подсчитать.

Если вернуться к формуле Аббе $\delta = \frac{\lambda}{2NA}$, то нетрудно видеть, что для случая объектива $NA=1,30$ при $\lambda=0,000589$ мм имеем $\delta=0,000227$ мм. При этом, если величину разрешающей способности глаза мы разделим на разрешающую способность микроскопа, то получим увеличение, находящееся в пределе апертуры объектива.

$$0,3 \text{ мм} : 0,000227 \text{ мм} = 1325.$$

Для случая зеленого спектра, если принять $\lambda=0,00052$ мм для того же объектива, получим полезное увеличение равное $1500 \times$.

Таким образом, на поставленный вопрос можно ответить так: *большими увеличениями мы считаем увеличения, полностью использующие пределы оптической возможности иммерсионной системы.*

Встречающиеся в литературе увеличения превосходят данные пределы. Это можно считать вполне допустимым в том случае, если соблюдены все условия для полнейшего использования силы оптики; тогда, давая „пустое“ увеличение за счет окуляра или растяжения меха, можно увеличить картину изображения и сделать для глаза еще более возможным без напряжения зрения увидеть подробности структуры, обнаружение которых зависит от искусства приготовления образца и от умелой работы с микроскопом.

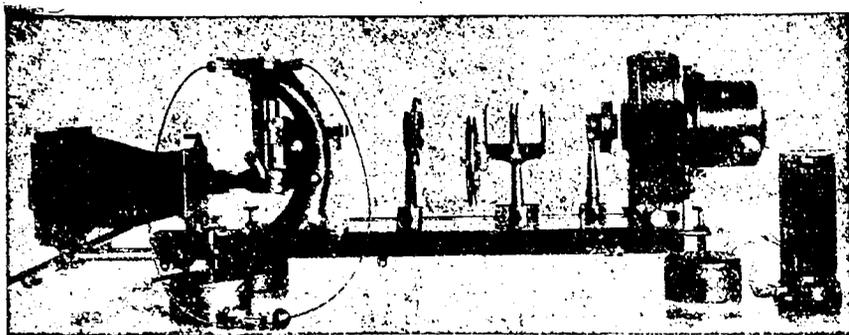
Методика работы с большими увеличениями вырабатывалась на микроскопе Цейсса, изображенном на фиг. 13.

Работа велась апохроматом с $NA=1,30$. Лукас работал с объективом $NA=1,40$, который дает на 15% большую разрешающую способность, чем имеющийся у нас объектив наибольшей $NA=1,30$. Кстати, следует отметить, что работа с объективом $NA=1,40$ настолько затруднительна в виду большой чувствительности фронтлинзы объектива к толчкам и особым требованиям к приготовлению шлифа, что практически предпочитается работа с объективом $NA=1,30$.

При изготовлении металлических образцов особое внимание следует обратить на очень хорошо полированную поверхность без всяких извне внесенных включений, так чтобы выявленная при травлении структура была типичной для металла в целом.

При шлифовании и полировании образца должны быть тщательно соблюдены все правила для получения в кратчайший срок шлифа с идеально гладкой поверхностью. Считаю не излишним вкратце остановиться на основных моментах этих правил.

1. Каждый номер бумаги должен сохраняться в отдельной папке.
2. Шлифовку нужно вести без нажима и в одном направлении и менять на взаимно перпендикулярное, переходя на следующий номер бумаги.



Фиг. 13. Большой металл-микроскоп Цейсса.

3. Переход на следующий номер бумаги допустим при условии, если сняты все риски от предыдущего номера.

4. Перед переходом с одной бумаги на другую обязательна промывка шлифа в струе воды, мытье рук и стряхивание с бумаги всяких пылинок на пол.

5. Шлифовать до бумаги 000000 включительно.

6. Не переходить на полировку до тех пор, пока последний номер бумаги не снял всех рисков предыдущего номера 00000, помня, что полировка может снять риски только последнего номера бумаги, но отнюдь не исправлять всех дефектов шлифования.

7. Перед перенесением образца на полировальный круг обязательно промыть шлиф в струе воды и протереть спиртом.

8. Долгое полирование с целью исправить недостатки шлифования приводит к переполировыванию шлифа, вследствие чего на поверхности образца образуется твердая корка, трудно поддающаяся травлению, и структура в этом случае выявляется очень плохо.

9. На полировальном кругу образец слегка прижимается к поверхности вращающегося диска и для быстрого удаления царапин и обеспечения ровного полирующего действия слегка двигается в направлении, противоположном вращению диска.

10. Во избежание рельефной полировки и обеспечения гладкой поверхности образец должен быть на полировальном кругу всегда мокрым, чтобы в поверхность шлифа не въедалась окись алюминия („тонерде“). Полировальный круг необходимо держать всегда чистым и при загрязнении самой же окисью алюминия промыть в проточной воде.

11. Не употреблять грубое сукно для целей полирования. Рекомендуется пользоваться хорошим мягким плюшем.

12. Качество полированной поверхности в основном зависит от качества тонерде; желательно пользоваться окисью алюминия № 1 или № 2 для стальных шлифов и № 3 для цветных металлов (фирмы Jean Wirtz). К сожалению, техникой приготовления тонерде высокого качества мы еще не овладели,—этот вопрос требует своего скорейшего разрешения на предмет освобождения от импорта. Мы просмотрели в проходящем свете структуру тонерде, нами приготовляемой, и сравнили ее с двумя зарубежными № 1 и № 2. Недостатками нашей тонерде являются: а) неравномерность величин зерен, б) их различная форма и в) относительная крупнозернистость по сравнению с зарубежной.

Ниже приводятся микрофотографии этих тонерде (фиг. 15 и 16).

13. Если для обычных исследований считается допустимым видимость следов царапин при увеличениях $50 - 100\times$, то для больших увеличений это требование должно возрасти до увеличений $1000\times$.

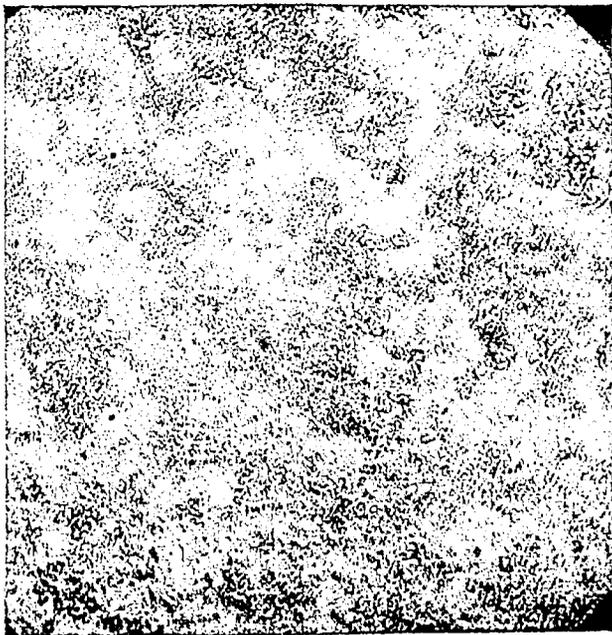
Выявление структуры.

Высушенный после промывки образец должен быть всегда просмотрен в микроскопе до травления, дабы вывести царапины и включения, внесенные извне во время шлифования и полирования.

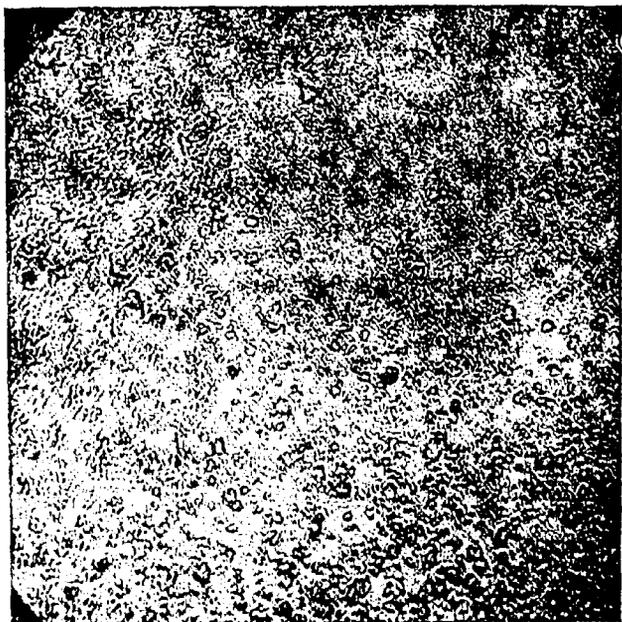
Травление следует вести в спиртовых растворах и с меньшей концентрацией травителей для медленного протекания процесса и однородного травления.

Степени травления, дающие наилучшие результаты, изменяются в соответствии с увеличением, при котором исследуется образец. Невозможно дать общие правила относительно времени травления. Для больших увеличений травление не должно быть таким продолжительным как для малых, так как получаемые при травлении неровности поверхности делают трудным фокусирование.

Шлиф после травления должен быть основательно промыт в струе воды, а затем в алкоголе. Все стороны шлифа обтираются за исключением поверхности травления, которая высушивается не дотрогиваясь до нее.



Фиг. 14. Тонерде № 1. $300\times$.

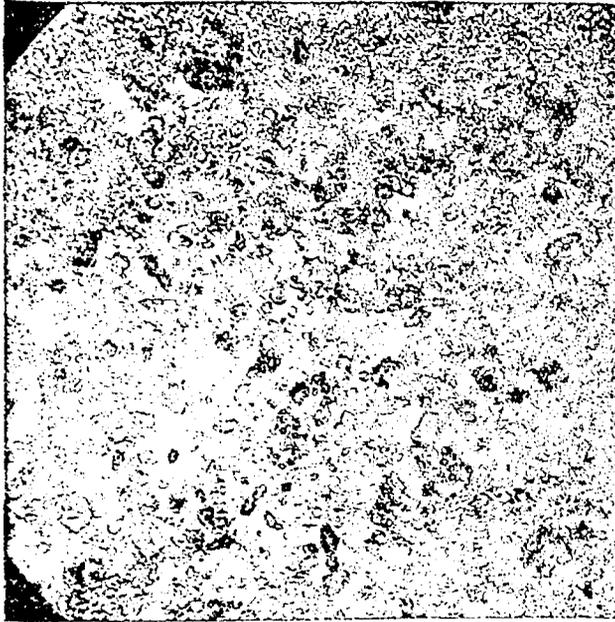


Фиг. 15. Тонерде № 2. $300\times$

Работа на микроскопе.

При работе с иммерсионными объективами следует очень осторожно подводить объектив к объекту, чтобы не расплозлось кедровое масло. Не следует употреблять объектов больших размеров, так как от неосторожной работы можно выдавить фронт-линзу объектива.

Кедровое масло наносить на объектив или объект в зависимости от удобства работы с разными видами микроскопов, металлической петлей, а не помощью



Фиг. 16 Тонерде ВИАМ. 300 X.

пипетки. При этом надо избегать образования мельчайших пузырьков воздуха в капле масла; лучше лишний раз вытереть объектив и объект и нанести свежую каплю, чем получить искаженное изображение, вследствие присутствия пузырьков воздуха. Протирать объективы нужно весьма осторожно ваткой, смоченной в петролейном эфире. По этому вопросу в литературе есть противоречивые советы, для выяснения которых нами было испытано действие кислоты, бензина, спирта и петролейного эфира на канадский бальзам (вещество, которым склеена фронт-линза объектива). Мы пришли к убеждению, что наилучшим средством для снятия масла является петролейный эфир, так как он не растворяет канадского бальзама и очень хорошо растворяет кедровое масло. Производя общий просмотр объекта при сухой системе, выбирают наиболее инте-

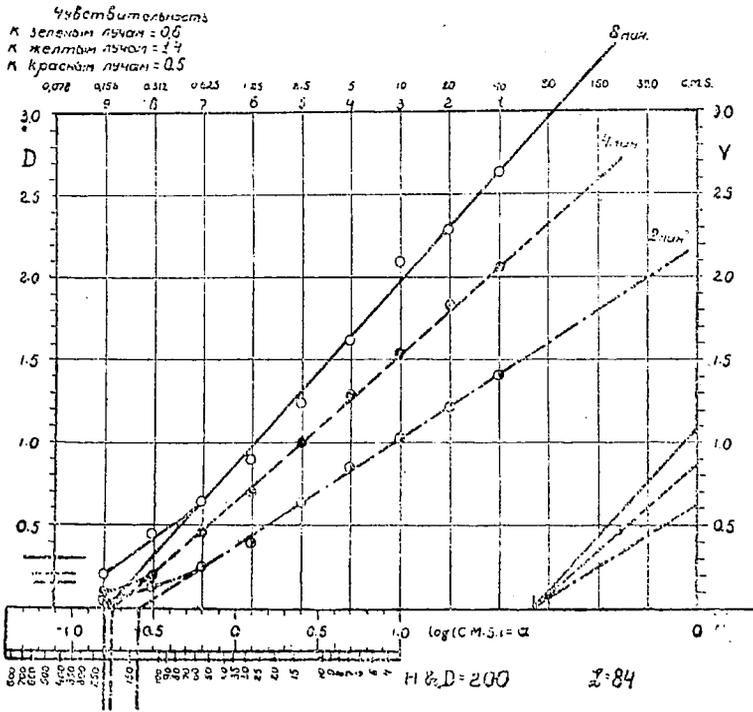
Пластинки для микрофотографии.

Одним из условий, обеспечивающим получение хорошей микрофотографии, является качество фотопластинок.

Имеющиеся у нас в продаже фотопластинки практику металлографической работы не удовлетворяют.

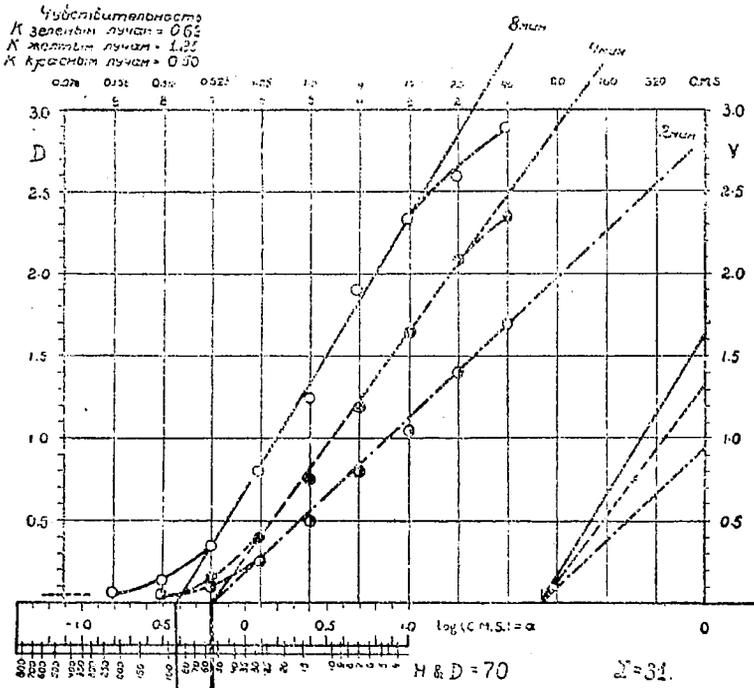
По инициативе металлографической лаборатории ВИАМ на фабрике № 1 ЭФТЭ в Москве при участии нашего старшего техника тов. Кленова С. И. и технического руководителя фабрики инж. Колосова К. А. была поставлена задача получения пластинок, специально предназначенных для металлографической практики. Им удалось получить пластинки с достаточной мелкозернистой эмульсией, большей контрастности по сравнению с нормальными за счет некоторого уменьшения светочувствительности при сохранении достаточной ортохроматичности и при значительном уменьшении вуалированности. Результаты испытаний пластинок приведены на двух прилагаемых диаграммах. Первая диаграмма на фиг. 17 представляет результат измерения нормальных пластинок, а вторая на фиг. 18 пластинок ими приготовленных. Пластинки испытаны при времени проявления 2, 4

и 8 мин. (2—точно-пунктирная линия, 4—пунктирная, 8—сплошная) В правом углу диаграмм отложены степени контрастности. Большие кривые в середине диа-



Фиг. 17. Диаграмма нормальных пластинок.

граммы показывают светочувствительность. В левом углу внизу показана степень вуалированности (см. фиг. 17 и 18).



Фиг. 18. Диаграмма пластинок, приготовленных по особому заказу ВИАМ.

Нужно отметить, что пластинки в практике нашей работы показали свое высокое качество. Эти пластинки одинаково могут быть употребляемы как и диапозитивные, при чем необходимое время экспозиции их оказалось в 6 раз меньше, чем для пластинок, специально предназначенных для диапозитивов с светочувствительностью по $HD=10$. Брак при работе с этими пластинками сведен к минимуму. Мы переходим в практике нашей лаборатории к работе исключительно на этих пластинках из-за их хорошего качества и получим возможность совершенно избавиться от брака.

Рабочая инструкция.

Если результаты выработанной методики представить в виде рабочей инструкции, то нужно было бы обратить внимание на следующие вопросы:

1. Шлиф должен быть размером от 8 до 15 мм в диаметре и примерно такой же высоты. Размеры шлифа определяются следующими соображениями: при шлифовке и полировке у малых — округляются края, а у больших трудно удалить царапины; высокие образцы очень чувствительны к толчкам.



Фиг. 19. а — правильное положение углей, остальное — неправильное положение углей.

2. Шлиф должен иметь идеально гладкую поверхность. Если размеры образца малы, то следует заливать не серой, а сплавом Вуда или по методу Лукаса.

3. Шлифовка, а в особенности полировка должны производиться без давления и с тонерде весьма мелкозернистой.

4. Поверхность шлифа должна быть строго параллельна фронт-линзе объектива.

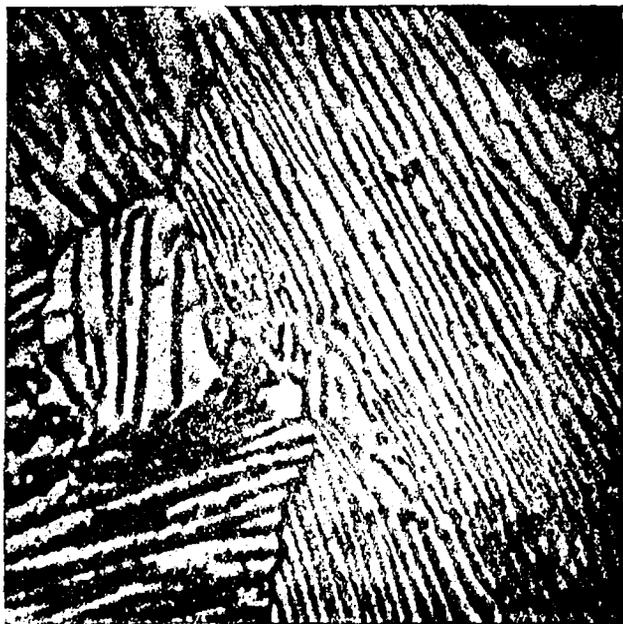
5. Травление должно быть *не глубоким*. Практически следует брать реактивы половинной концентрации по сравнению с обычными. Травить понемногу и контролировать травление сухим объективом наибольшего увеличения.

6. Предварительно найденное место фиксировать пометкой на боках или не снимать объект с диска, а иммерсию наносить на объектив до постановки на микроскоп.

7. Выбрать лучшую диафрагму апертуры. Для больших увеличений можно рекомендовать диафрагму от 2 до 3 мм.

Материал.....
Терм. адр.....
Структура.....
Травитель.....
Увеличение.....
Объектив.....
Окуляр.....
Растяжение.....
Осветитель.....
Иллюминатор.....
Экспозиция.....
Диафрагма апертуры.....
Фильтр.....
Диафрагма апертуры пере.....
мещека вверх до деления.....

Фиг. 20. Форма записи условий съемки.



Фиг. 21. Инструментальная сталь, $C=1,30\%$. Структура: пластинчатый перлит. $2.00\times$.

8. Пользоваться призмным иллюминатором.

9. Экспозицию установить при помощи мультипликатора, при чем лучше дать негативу некоторую передержку, чем недодержку. Для ориентировки можно поль-



Фиг. 22. То же, что и фиг. 21. 2500 X.

зоваться таким правилом: экспозиция прямо пропорциональна квадрату увеличения и обратно пропорциональна квадрату апертуры.



Фиг. 23. То же, что и фиг. 22. 3000 X.

10. При фотографировании не допускать никаких толчков. Для того, чтобы парализовать сотрясение, рекомендуется подложить под ножки стола трехслойный войлок.

11. Несмотря на принятые меры и наличие специального амортизатора, все-таки хождение около микроскопа во время экспозиции следует запрещать.



Фиг. 24 Инструментальная сталь, $C=1,5\%$. Мартенсит на фоне аустенита. $1500\times$.

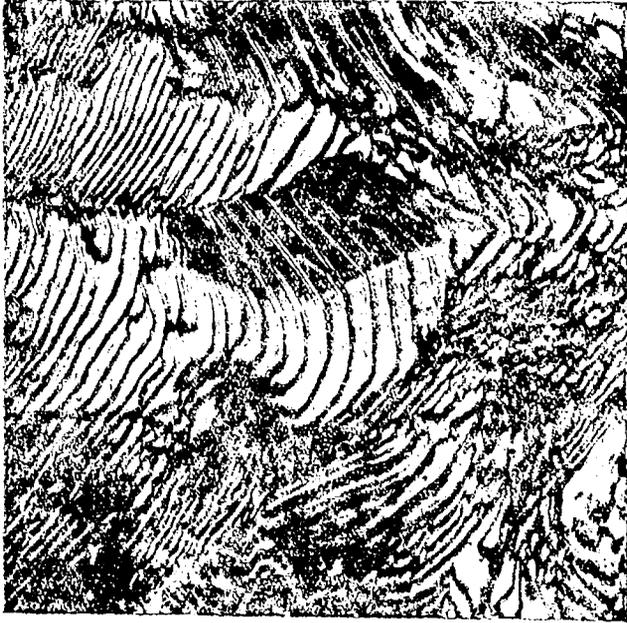


Фиг. 25. То же, что и фиг. 24. $2000\times$.

12. Для ортохроматических пластинок наилучшим фильтром является желтый.

13. Освещение должно быть критическим. Углы дуговой лампы должны находиться один относительно другого в положении, указанном на фиг. 19 (а).

14. Реактивы для проявления и фиксирования должны быть чистыми и свежими.
 15. Проявление вести до тех пор, пока на стороне чувствительного слоя не получится достаточное почернение.



Фиг. 26. Cr-Mn сталь горяче-катанная. Пластинчатый перлит. 1500 \times .



Фиг. 27. Cr-W сталь перегретая. Перлит, сорбит, феррит. 2000 \times .

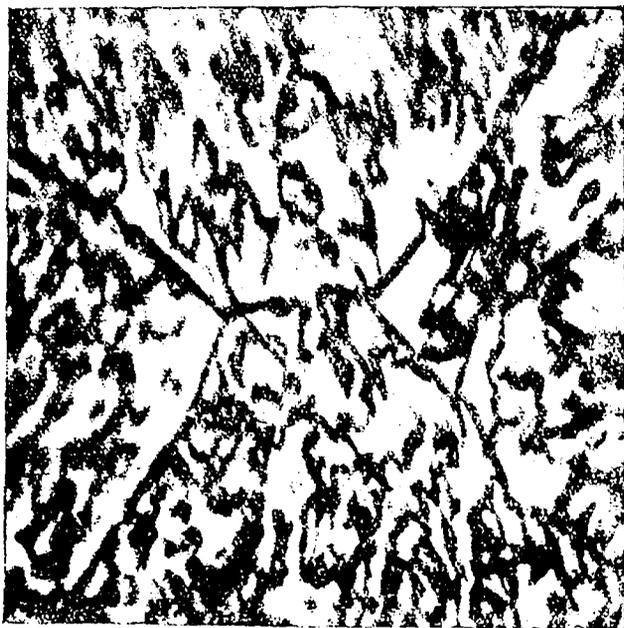
16. Негативы перепроявленные лучше негативов недопроявленных.
 17. При зарядке кассет и работы с негативами избегать даже красного света, так как от действия последнего микрофотография покрывается серой вуалью.

18. Пользоваться пластинками с мелкозернистой эмульсией и бумагой особо контрастной (рекомендуемые пластинки и бумаги.— фабрики ЭФТЭ).

19. Удалять кедровое масло с объектива только петролевым эфиром.

Заключение.

Таким образом, задача полного использования разрешающей способности микроскопа определяется не только оптической системой оборудования, но также искусством работы на нем и всеми условиями, связанными с получением хорошего фотоснимка.



Фиг. 28 То же, что и фиг. 27. 3000 X.

В результате нашей работы составлен альбом для ориентировки в условиях съемки на микроскопе Цейсса. В альбоме помещены фотоснимки, полученные нами при разных увеличениях, начиная с натуральных и кончая увеличениями порядка 4000X.

Отдельные условия съемки сведены в форму прилагаемой таблицы (фиг 20). Выше приведено несколько фотографий из этого альбома (фиг. 21 — 28).

II. ОБЗОРЫ

Инж. В. О. Крениг

РЕФЕРАТЫ.

Теория коррозии. Связь между пассивностью и устойчивостью металла против коррозии
Müller W. I. Zur Theorie der Korrosion I. Der Zusammenhang zwischen Passivität und Korrosionsfestigkeit von Metallen Korrosion und Metallschutz. № 10, 1932, стр. 253.

Автор пробует связать разработанную им теорию анодной пассивности с процессами коррозии металла, погруженного в электролит.

Основными положениями теории анодной пассивности Мюллера являются следующие:

1. Пассивирующая пленка никогда не бывает сплошной, а всегда имеет поры той или иной величины, которые служат каналами, проводящими ток между жидкостью и металлом, тогда как образующаяся пассивирующая пленка является изолятором.

2. До тех пор пока площадь, занятая порами, не составит только от 10^{-4} до 10^{-5} см² на 1 см² поверхности, рост пленки идет в плоскости поверхности электрода, затем начинается рост пленки в толщину. Диаметр отдельных пор в пассивирующей пленке оценивается автором в 10^{-6} и до 10^{-8} см.

Устойчивости этой пассивирующей пленки приписывается та или иная устойчивость металла. Если в данной среде пленка растворяется, каким-либо образом набухает или пептизируется, то вместе с этим начинается разрушение лежащего под ней металла.

Увеличение диаметра пор действует в том же направлении. Для железа в растворах кислот обнаруживается моментальное разрушение пленки, в растворах солей это разрушение имеет место частично, тогда как в щелочах, наоборот, наблюдается затягивание пор. В связи с этим, при измерении электродных потенциалов в кислотах получаются различные значения; значительно более благородные потенциалы наблюдаются в щелочах; в растворах солей значение потенциала промежуточное.

Действие аниона раствора объясняется согласно предположению, высказанному Эвансом, тем, что в зависимости от своего радиуса анион может проникнуть в пору пассивирующей пленки и вступить во взаимодействие с поверхностью металла. Чем меньше диаметр поры, т. е. чем ближе пассивное состояние поверхности металла к идеалу, тем меньше должен быть диаметр аниона электролита, чтобы иметь возможность в нее проникнуть. При определенном диаметре пор более интенсивно будет действовать тот электролит, который обладает анионом с меньшим диаметром.

Если в растворе присутствует большое количество окислителя, то впервые моменты благодаря интенсивным процессам деполяризации местные токи достигают значительной величины и вследствие этого происходит сильная поляризация, сопровождающаяся затягиванием пор.

В своей теории пассивности автор предусматривает наличие местных токов, образуемых парой: металл-пассивирующая пленка¹⁾, в которой пассивирующая

¹⁾ См. Вестник науки и техники, № 2, 1932. Прим. реф.

пленка играет роль катода, в отличие от теории локальных элементов Пальмаера, в который за катоды принимаются включения посторонних элементов, имеющих более благородные потенциалы, чем основной металл.

Количественный метод определения интеркристаллитной коррозии в аустенитных нержавеющих сталях. Rutherford I. I. B. und Abron R. H. Eine quantitative Methode zur Bestimmung der interkristallinen Korrosion von austenitischen rostfreien Stählen. Trans. Amer. Inst. Min. metallurg. Eng. 1932, 9. Рефер. по Korros. u Metallschutz. 1932, Н. 9, S. 241.

Известно, что аустенитные нержавеющие стали с 18% Cr и 8% Ni при отпуске особенно в интервале температур 590 — 675° С обнаруживают интеркристаллитную коррозию. Это явление вызывается выделением карбидов по границам зерен и особенно резко проявляется при повышении содержания углерода и увеличенном размере кристаллитов.

Интеркристаллитная коррозия этих сталей особенно резко и быстро наступает в кислых растворах CuSO_4 , которыми пользуются для ее обнаруживания. Для количественного определения интенсивности интеркристаллитной коррозии применяют метод определения электропроводности стали до и после действия вышеуказанного реактива.

Разрушения легких сплавов, наступающие в результате одновременного действия коррозии и напряжений. P. Brenner Untersuchungen über Spannungs-Korrosionsrisse an Leichtmetallen. Zeitschrift für Metallkunde, 1932, Н. 7, S. 145.

В конструкциях из легких сплавов алюминия и магния, применяющихся в самолетостроении, часто появляются трещины — рванины, которые, как оказывается, являются следствием одновременного действия коррозии и внутренних напряжений, имеющих место в данной детали. Автор приводит несколько фотографий таких трещин, обнаруженных в условиях эксплуатации.

Целью исследования было стремление установить, при каком размере напряжений возможно появление трещин при одновременном действии корродирующей среды. Опыты велись над нормальным дуралюмином, который в дальнейшем называется сплавом I и над лауталем с 4% Si, 1,2% Si и 0,61% Mn, который в дальнейшем обозначается как сплав II.

Исследованные материалы обладали механическими свойствами, приведенными в табл. I.

Таблица 1

Сплав	Предел упругости $\sigma = 0,02\%$ кг/мм ²	Предел текучести $\sigma = 0,2\%$ кг/мм ²	Коэффициент крепости σ_b кг/мм ²	Удлинение δ %	Модуль нормальной упругости E кг/мм ²
I	22,9	25,7	42,3	19,9	71,90
.	25,1	28,3	42,8	20,5	73,70
Среднее . .	24,0	27,0	42,55	20,2	72,80
II	19,0	22,0	37,9	21,9	74,80
.	18,5	23,3	38,9	21,4	76,20
Среднее . .	18,8	23,1	38,4	21,7	75,50

Для проведения испытания вырезались образцы вдоль направления прокатки шириной 20 мм и длиной от 135 до 215 мм. Образцы сгибались вручную, укреплялись в согнутом состоянии в стеклянных рамках (фиг. 1) и испытывались на коррозию при обрызгивании 20% раствором NaCl в специальном шкафу, сконструированном DVL.

Были проведены три серии опытов, при которых образцы подвергались деформациям: а) упругим, в) остающимся и с) упругим + остающимся.

Величины приложенных напряжений, в связи с величинами табл. 1 и в зависимости от стрелы прогиба и длины образца, приведены в табл. 2.

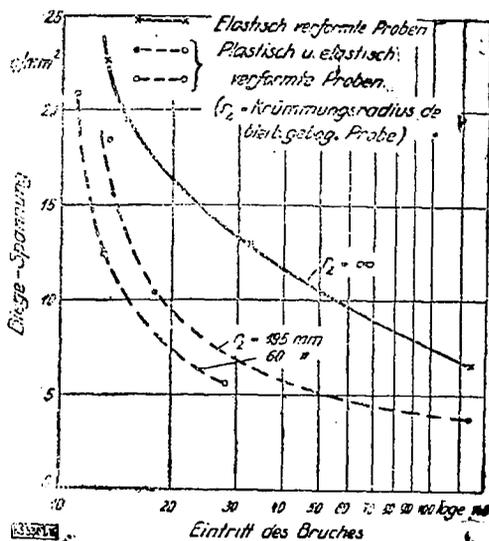
Таблица 2

С п л а в	I				II			
	10	20	30	35	7	14	21	24,5
Стрела прогиба f мм	10	20	30	35	7	14	21	24,5
Длина образца L мм	201,0	205,0	211,0	215	200,0	202,5	205,0	207,5
Отношение $\frac{f}{L}$	0,05	0,10	0,14	0,16	0,04	0,07	0,10	0,12
Напряжение изгиба кг/мм^2	8,0	16,5	24,5	28,5	6,5	13,0	19,5	22,5

Во время опыта для обнаружения трещин-рванин образцы часто осматривались. Некоторые образцы сплава II во время испытания через определенное число дней разрушались и выпадали из рамок. Результаты наблюдений над этими разру-



Фиг. 1. Вид образцов, укрепленных в рамках.



Фиг. 2. Время, протекающее до момента разрушения образца в зависимости от рода и величины напряжения.

шенными образцами приведены на фиг. 2. Образцы сплава I во время опыта, продолжавшегося 127 дней, разрушению не подверглись. Образцы сплава II разрушались под действием упругих деформаций (при одновременном действии коррозии), тогда как при одних только остающихся деформациях трещин не наступало, но зато одновременное действие упругих и остающихся деформаций оказывалось особенно вредным.

Автор на основании исследования приходит к следующим основным выводам.

1. Трещины в алюминиевых сплавах при одновременном действии коррозии и напряжений могут иметь место в следующих случаях:

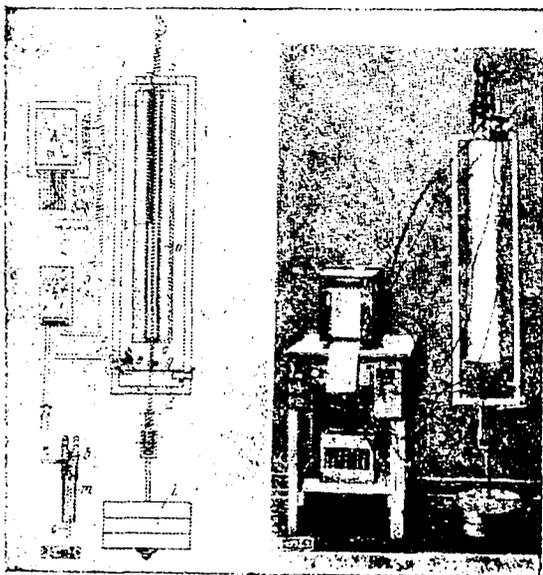
- если материал сам по себе склонен к интеркристаллитной коррозии,
- если материал детали подвержен упругим деформациям, при чем одновременное наличие остающихся деформаций делает возможность появления трещин еще более вероятной; уже напряжения в 4 кг/мм^2 могут вызвать появление трещин.

В виду этого рекомендуется применять только алюминиевые сплавы, которые при коррозии без деформирования не обнаруживают интеркристаллитной коррозии.

2. Примененная методика позволяет сделать заключение, будет ли данный сплав в рабочих условиях давать появление трещин при одновременной коррозии и деформациях.

„Крип-лимит“ (предел „ползучести“) материалов при повышенной температуре и влияние на него предшествовавшей термообработки. Rohn W. Die Kriehfestigkeit metallischer Werkstoffe bei erhöhten Temperaturen und ihre willkürliche Beeinflussung durch Wärmeverhandlung. Zeitschrift für Metallkunde. 1932, H. 6, S. 127.

Автор повторяет работу Вассермана (Wassermann) и Шмидта (Schmidt), в которой последние показали, что предварительная холодная деформация в весьма значительной степени влияет на крип-лимит при длительных испытаниях при повышенной температуре. Оригинальным в данной работе является аппаратура, при помощи которой устанавливался предел ползучести образца.



Фиг. 1. Установка для испытания металлов при повышенных температурах.

образец будут иметь продолжительное время.

Выполнение и схема такой установки показаны на фиг. 1. Электродпечь *a* длиной 1 м и внутренним диаметром 35 мм подвешивается на резиновых шнурах, при чем она снабжена демпфером (пластина в резервуаре с маслом) в целях устранения возможных сотрясений. Вокруг печи располагается рама из инвара *b*, в которой зажат образец *c*. К рамке из инвара прикреплена пружина *d*, имеющая на своем конце контакт из платины *e*. Против контакта *e* имеется переставляемый при помощи микрометричного винта контакт *f*.

Пружина *d* прижимается к контакту *g*, который соединен с образцом. Если такое прижатие *d* к *g* имеет место, то этим включается реле *h* и ток не идет в обмотку печи. При размыкании *d* и *g* ток через реле снова идет в обмотку печи.

В печи имеется термоэлемент *i*, показания которого постоянно регистрируются термографом *k*; *l* — груз, который привешивается к нижнему концу образца.

Образец *c* может быть в случае необходимости помещен в защитную трубку из жароупорного сплава *m* и в трубку может быть пущен инертный газ через патрубков *n*.

Печь должна, конечно, иметь постоянную температуру, разнящуюся по длине в 700 мм не более, чем на 10° С. На фиг. 2 дается кривая, получающаяся при опытах, проводимых с этой аппаратурой.

Сплав с 15% Cr, 7% Mo, 16% Fe, 60% Ni и 2% Mn испытывался при напряжении в 0,30 кг/мм², начиная с температуры 1080° С. Начиная с этой температуры, температура печи, автоматически регулируемая длиной самого образца, начинает падать и только через 40 час. устанавливается примерно постоянная температура в 838° С, при которой, следовательно, образец перестает удлиняться — ползти.

В качестве примеров автором приведен ряд опытов с различными жароупорными материалами, на основании которых делается вывод, что предшествующий отжиг при температурах, лежащих значительно выше температуры рекристаллизации данного материала, отодвигает предел ползучести до более высоких температур.

Наоборот, нагартованный материал благодаря наступлению при повышенной температуре явлений рекристаллизации имеет пониженный предел ползучести.

Киносъемка процесса кристаллизации мартенсита. Wiester H. J. Die Martensit-Kristallisation in Filmbild. Zeitschrift für Metallkunde. 1932, H. 11, S. 276.

Переход аустенита в мартенсит для стали с $1,65\%$ С идет только при температурах ниже 100°C . Если закалить сталь из области γ в среду с температурой 100°C , то в результате переход аустенита в мартенсит будет задержан и произойдет при охлаждении стали от 100°C до комнатной температуры.

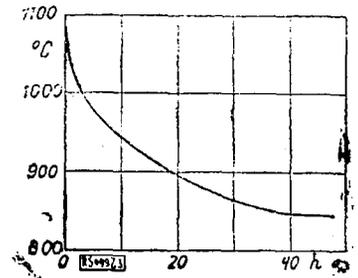
Этим воспользовался автор и по указанию проф. Ханемана при участии д-ра Бернгардта смонтировал установку, в которой микроскоп Лейтца был дополнен кинокамерой и небольшой печкой, устанавливаемой на столике микроскопа, в которой шлиф выдерживался при 100°C .

Образец стали с $1,6\%$ С закаливался в среду с температурой 100°C и помещался в печь на микроскопе и при охлаждении от $t=100^\circ$ до комнатной температуры киноаппаратом фотографировался процесс распада аустенита. Основным наблюдением при этих опытах явилось установление факта, что иглы мартенсита образуются в течение чрезвычайно короткого интервала времени, т. е. скачкообразно. При интервале между каждой съемкой в $\frac{1}{20}$ сек. зафиксировать механизм образования их не удалось. Приведена вырезка из фильма, показывающая несколько моментов перехода аустенита в мартенсит.

Исследование процесса старения алюминиевых сплавов под микроскопом. Röhrig H. Die Ausscheidungshärtung an Schliffbild, Ein Beitrag zur Mikrographie der Aluminiumlegierungen. Zeitschrift für Metallkunde. 1932, 9, S. 231.

Изучены макро и микроструктуры четырех алюминиевых сплавов, из которых три соответствуют почти нормальному составу лауталья, а четвертый дуралюмину, в состоянии различной термообработки. При травлении в водном растворе 5% HCl + $0,5\%$ HF на поверхности алюминиевых сплавов, содержащих медь, выделяется осадок закиси меди. Эксперимент показывает, что: 1) чем больше меди находится в твердом растворе, тем темнее поверхность образца, и 2) чем совершеннее распад твердого раствора, тем светлее образцы после такого травления. Литой сплав типа лауталь показывает при микроисследованиях интерметаллические включения по границам дендритов и поля дендритов твердого раствора, усеянные очень мелкими выделениями; последние после закалки с повышающихся температур постепенно пропадают — переходят в твердый раствор. При 480°C все выделения переходят в твердый раствор. Интересно, что около интеркристаллических включений по границам дендритов замечается узкая кайма твердого раствора, в которой выделения отсутствуют — интеркристаллические соединения как бы отсасывают из близлежащей зоны избыток примесей, которые вдали от пограничных включений создают вышеупомянутые выделения. При быстром охлаждении литых сплавов не бывает, однако, этой каймы, и выделения начинаются непосредственно от интерметаллических включений по границам дендритов.

В прокатных сплавах типа лауталь структуры сплавов закаленного и отпущенного при температурах ниже 250°C ничем друг от друга не отличаются.



Фиг. 2. Кривая температура — время для образца диаметром 10 мм из сплава: 15% Сг, 7% Мо, 16% Fe, 60% Ni, 2% Мп, под нагрузкой $0,30\text{ кг/мм}^2$. Образец предварительно отожжен при 1050°C .

Только начиная от температур отпуска в 250°C , появляется в кристаллитах твердого раствора мелко дисперсные выделения.

Проведен целый ряд блестяще сделанных микрофотографий, при чем на вопрос проф. Френкеля, каким путем велось приготовление шлифов и фотографирование их, автор ответил, что снимки сделаны на новой модели микроскопа Лейтц, и указал на необходимость перед травлением шлифа иметь его в только что полированном состоянии. Если после приготовления шлифа его нельзя сейчас же протравить, необходимо, приступая к травлению, снова отполировать шлиф.

СТАЛИ ХРОМАНСИЛЬ.

Aciers speciaux, IV, 1932 (реферат).

The Iron Age, XII, 1931. A. B. Kinzel, A low alloy steel for large tonnage applications.

Metal Progress, II, 1932. R. Tull, Low alloy steel for structures.

Стали хромансиль как дешевые специальные стали получили в Америке применение для деталей, изготовление которых из углеродистых сталей не обеспечивало достаточных механических свойств, а применение в этом случае сталей со специальными добавками никеля, ванадия и др. легирующих примесей являлось дорогим.

Примером изделий, изготавливаемых из сталей хромансиль, могут служить котлы, трубы, болты, некоторые детали паровозов и вагонов.

Стали хромансиль, названные по входящим в них элементам (хром, марганец, силиций), имеют определенные преимущества перед углеродистыми сталями, а именно дают значительно более высокие механические свойства при умеренной их стоимости. Кроме того, они легко выплавляются в мартеновских печах, они могут применяться в виде проката без какой-либо последующей термической обработки. Наиболее распространенный анализ для этих сталей, в части специальных примесей, следующий:

хром	от 0,4 до 0,6%
марганец	от 1,1 до 1,4 „
кремний	от 0,7 до 0,8 „

В некоторых специальных случаях возможно отклонение от указанных анализов, при чем содержание специальных примесей может быть следующим:

хром	от 0,2 до 0,7%
марганец	от 1,0 до 1,8 „
кремний	от 0,3 до 1,0 „

Таким образом, в этих сталях общее содержание специальных примесей равно примерно 2,5%, что представляет большие экономические преимущества.

Содержание углерода в этих сталях может сильно колебаться и должно быть принято в зависимости от их назначения.

Ниже мы перечисляем изделия, наиболее часто изготавливаемые из сталей хромансиль, с указанием в каждом отдельном случае пределов содержания углерода.

Применение стали хромансиль	Пределы содержания углерода в %
болты	не более 0,1
котлы и трубы, испытывающие известное давление	от 0,17 до 0,22
цельнотянутые трубы, испытывающие очень сильное давление	от 0,3 до 0,35
детали, подвергаемые термической обработке	от 0,35 до 0,4
детали, подвергаемые отпуску после нормализации	от 0,4 до 0,65

Кремний повышает предел упругости и временное сопротивление без обычного в этом случае понижения обрабатываемости стали режущим инструментом. Пониженная обрабатываемость является часто следствием введения в сталь элементов, повышающих твердость. В этом случае необходимо особенно отметить значительное влияние марганца. Преимущества комбинации кремния и марганца

еще более подчеркиваются прибавлением хрома. Хром повышает пластичность и увеличивает способность стали принимать закалку. Благодаря влиянию кремния, марганца и хрома стали хромансиль, как после прокатки, так и после соответствующей термической обработки, обладают более высокими свойствами, чем марганцовистые стали, содержащие примерно такое же количество углерода. Сочетание трех указанных выше специальных примесей (Mn, Cr, Si) придает стали высокую крепость, не понижая вязкости. Последнее в значительной степени обязано образованием силицидов хрома.

Присутствие хрома одновременно повышает коэффициент крепости и предел упругости, а также улучшает удельное сопротивление удару, относительное удлинение и сужение. Не менее важным преимуществом в сталях хромансиль является их малая чувствительность к нагревам, что значительно расширяет возможности для прокатки. Комбинируя содержание хрома, кремния и марганца, возможно получить в условиях, экономически выгодных, стали, обладающие ценнейшими свойствами с точки зрения применимости в конструкциях. Подобные свойства в других сталях могут быть получены или благодаря увеличению стоимости (за счет дорогих присадок) или благодаря более сложной термической обработке.

Механические свойства сталей хромансиль указаны в табл. 1, где для сравнения приведены свойства обычных сталей.

Таблица 1

А. Свойства после прокатки или нормализации

Род стали	Содержание углерода %	Вид обработки	Механические свойства			
			предел текучести Z_s кг/мм ²	коэффициент крепости Z_{\max} кг/мм ²	удлинение i %	сжатие площади поперечного сечения Q %
Хромансиль	0,2	после прокатки или нормализации	42,18	63,27	28	62
"	0,3	"	49,21	80,84	25	60
"	0,4	"	63,27	98,42	20	50
Кремнисто-марганцовистая	0,3	после прокатки	45,69	77,33	25	52
Кремнисто-марганцовистая	0,3	после нормализации	49,21	70,3	28	60
Марганц. (1,5% Mn)	0,3	после прокатки	42,18	66,79	24	55
"	0,3	после нормализации	42,18	66,79	28	60
Кремнистая (0,4% Si)	0,3	после прокатки	35,15	63,27	22	50
Углеродистая конструкционная	0,25	после прокатки	26,71	45,69	24	45

В. Свойства после закалки в масле и отпуска

Род стали (с 0,91% Si и 1,04 Mn)	Содержание углерода %	Вид термической обработки	Механические свойства			
			предел текучести Z_s кг/мм ²	коэффициент крепости $Z_s \max^2$ кг/мм	удлинение i %	сжатие площади поперечного сечения Q %
Хромансиль, хрома 0,38%	0,34	закалка в масле и отпуск	95,6	106,2	18	50
Хромансиль, хрома 0,73%	0,34	закалка в масле и отпуск	125,2	141,31	10	42
Хромансиль, хрома 0,95%	0,34	закалка в масле и отпуск	106,2	117,4	15	48

Примечание. Удлинение определялось на расчетной длине, равной 2"

На основании данных табл. 1 можно сделать следующие замечания:

1. Стали хромансиль, обладая всеми свойствами специальных сталей, имеют значительно меньшую стоимость.
2. Стали хромансиль могут применяться в виде проката без последующей термической обработки.
3. При помощи соответствующего химического анализа можно получить без последующей термической обработки весьма высокие механические свойства.
4. Испытания на усталость показывают, что предел усталости близок к 60% от временного сопротивления. Так, например, сталь для болтов при временном сопротивлении 47,8 кг/мм² имеет предел усталости 29,5 кг/мм².
5. Простой термической обработкой можно получить в сталях хромансиль крепость и вязкость значительно большую, чем в простой углеродистой стали. Термически обработанная сталь хромансиль имеет повышенный предел упругости.

Стали хромансиль получают в мартеновских печах при незначительном повышении стоимости процесса предела.

При кристаллизации стали в слитке сегрегация незначительна и дендритность структуры слабо выражена, что резко отличает сталь хромансиль от сталей хромистых и марганцовистых. Поверхность слитка получается особенно хорошая. Практика показывает, что эти стали хорошо прокатываются, очень легко куются и с успехом выдерживают различные операции штамповки и протяжки.

В табл. 2 указаны детали, изготавливаемые из стали хромансиль, и даны их механические свойства, получающиеся после прокатки или нормализации, а также после закалки и отпуска.

При автогенной сварке нет необходимости в каком-либо специальном процессе или специальном присадочном материале.

При пониженном содержании углерода в тонких листах явление воздушной закалки прилегающих ко шву зон незаметно, по всей вероятности, благодаря присутствию в стали силицида хрома. Лист, содержащий хрома 0,4—0,6%, марганца 1,1—1,3%, кремния 0,7—0,9% и углерода около 0,2%, должен иметь после (тщательной сварки временное сопротивление около 66 кг/мм² при удлинении 20% $l=2''$).

Последующая нормализация этого листа увеличивает удлинение и временное сопротивление на очень незначительную величину. Листы толщиной свыше 25 мм вследствие быстрой потери тепла в зоне, непосредственно прилегающей к сварному шву, получают местную закалку и теряют вязкость. В этом случае необходимо подвергнуть лист последующей нормализации, что особенно необходимо применять к сталям, имеющим более 0,25% углерода.

При сварке изделий, предназначенных выдерживать большие давления, необходимо употреблять специальную проволоку и применять последующую нормализацию.

Из стали хромансиль возможно получать различное фасонное литье, при чем последнее обладает высокими механическими свойствами.

При отливке крупных деталей выгодно вводить до 0,1% ванадия.

Представленная на прилагаемом микроснимке структура стали хромансиль после прокатки характерна сорбитообразным перлитом.

Таблица 2

А. После прокатки или нормализации

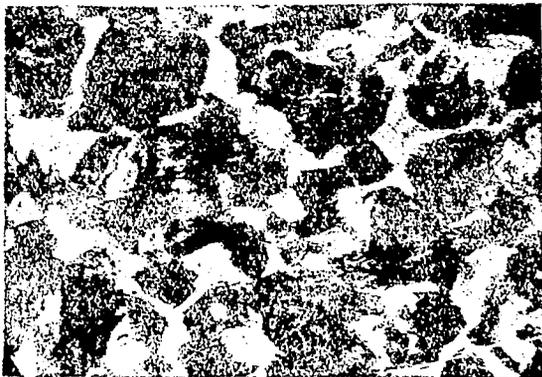
Вид изделий	Химический анализ				Условия термообработки	Механические свойства					Твердость по Бринеллю Нвг кгс/мм ²
	C	Cr	Mn	Si		предел текучести σ_s кгс/мм ²	коэффициент крепости σ_{\max} кгс/мм ²	удлинение δ %	сжатие поперечного сечения ψ %	сопротивление удару $1_{\text{сод}}$ ккал/см ²	
Болты	0,05	0,25	1,12	0,97	после прокатки	37,96	49,91	31	75	8,84	125—136
"	"	"	"	"	после нормализации	31,63	47,8	45	78	12	—
"	"	"	"	"	нормализация и отпуск	38,66	45,69	44	79	—	—
Котельные листы:											
а) толщина 0,5 см вдоль поперек	0,21	0,47	1,17	0,72	после прокатки	35,15	64,68	20	56	4,97	200—220
"	"	"	"	"	" "	35,85	63,97	18	54	—	—
б) толщина 2,5 см вдоль поперек	"	"	"	"	" "	35,85	69,6	16	—	—	200—220
"	"	"	"	"	" "	35,85	68,9	14	—	3,45	—
в) толщина 4,0 см вдоль поперек	"	"	"	"	" "	39,37	62,57	19	—	—	200—220
"	"	"	"	"	" "	37,26	62,57	17	—	3,32	—
г) толщина 5,0 см вдоль поперек	"	"	"	"	" "	37,26	60,46	20	—	—	—
"	"	"	"	"	" "	37,96	61,37	15	—	2,76	—
д) толщина 1,0 см	0,21	0,51	1,09	0,64	нормализованная	37,26	66,08	20	—	—	200—220
е) толщина 0,75 см	0,22	0,43	1,15	0,87	"	52,02	73,81	29*	50	4,4	210—230
Листы:											
толщ. 0,75 см	0,31	0,42	1,13	0,87	—	50,62	83,65	23*	—	5,8	226—245
толщ. 0,75 см вдоль	0,46	0,67	1,19	0,82	—	61,87	99,82	20*	—	—	265—285
поперек	"	"	"	"	—	63,97	100,53	19*	—	—	—
вдоль	"	"	"	"	нормализованная	70,30	104,04	20*	—	—	—
поперек	"	"	"	"	"	71,10	98,42	20*	—	—	—
Пруток $d = 5,5$ см:											
середина	0,32	0,46	1,07	0,44	после прокатки	45,69	69,60	27*	64	—	200—220
край	"	"	"	"	" "	47,8	75,2	25*	62	—	—

В. После закалки в масле при 925° С и отпуска

Вид изделий	Химический анализ				Условия отпуска	Механические свойства					Твердость по Бринеллю Нвг кгс/мм ²
	C	Cr	Mn	Si		предел текучести σ_s кгс/мм ²	коэффициент крепости σ_{\max} кгс/мм ²	удлинение δ %	сжатие поперечного сечения ψ %	сопротивление удару $1_{\text{сод}}$ ккал/см ²	
Машин. сталь	0,32	0,46	1,07	0,94	отпуск 325	92,09	120,92	11*	32	1,52	364
"	"	"	"	"	" 425	78,03	101,93	15*	50	2,48	314
"	"	"	"	"	" 575	70,30	89,98	22*	58	8,98	255
"	"	"	"	"	" 625	62,57	78,73	24*	60	11,47	217

Примечание. Удлинение определялось для помеченных звездочкой на длине 2", во всех же остальных случаях 8".

Применение стали хромансиль особенно рекомендуется для изготовления различных частей судов, так как благодаря высоким механическим свойствам этих сталей возможно понижение веса всей конструкции и повышение полезного тоннажа судов без повышения в то же время их стоимости.



• равления 5% алкогольным раствором HNO_3 $\times 500$.

Те же соображения могут служить основанием для широкого применения этих сталей в мостостроении и в других ответственных металлических конструкциях.

РАБОТЫ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В АЛЮМИНИИ И В ЕГО СПЛАВАХ.

Все увеличивающееся применение алюминия и его сплавов в промышленности вообще, и в авиопрмышленности в особенности, давно уже требует всестороннего изучения этого металла и выработки быстрых и точных методов его химического исследования. В частности, вопрос о количественном определении оксида алюминия приобретает особенно важное значение, так как до сих пор этот вопрос мало изучен и результаты, полученные разными исследователями, значительно расходятся между собой.

В литературе последних лет, русской и, главным образом, иностранной, имеется несколько работ, посвященных этому вопросу и дающих описание и результаты применения двух методов, предложенных для этой цели: метода Г. Яндера (G. Jander), основанного на применении газообразного хлористого водорода, и метода Ф. Гана (F. Hahn), основанного на применении хлора.

Методом Яндера пользовались и другие авторы, например, В. Вайтзей (W. Withey) и Г. Миллар (H. Millar)¹ получили результаты, хорошо согласующиеся с данными Яндера. В результате своего исследования означенные авторы пришли к выводу, что этот метод является наиболее надежным, несмотря на то, что остающаяся в лодочке после реакции окись алюминия загрязнена некоторыми нелетучими примесями (главным образом, FeCl_2) и требует поэтому дальнейшей очистки. Инж. С. А. Погодин², также применивший этот метод, дает следующий способ обработки остатка: после сильного прокаливания остаток сплавляют с $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_7$, растворяют в подкисленной воде и осаждают Cu и др. примеси при помощи H_2S . В фильтрате от сернистых металлов, по удалении H_2S кипячением и по окислении железа азотной кислотой, осаждаются гидраты окисей Al и Fe ; этот осадок, после прокаливания и взвешивания, опять переводится в раствор сплавлением с пиросульфатом и в полученном растворе, по восстановлении его цинком, определяется железо титрованием хамелеоном. Количество Al_2O_3 определяется по разности. В чистом алюминии таким путем нашли 0,1% Al_2O_3 , в переплавленных стружках — 0,06% Al_2O_3 .

Хлористоводородный метод Яндера³.

Способ определения Al_2O_3 по этому методу основан на разложении сплава в токе чистого и совершенно сухого газообразного хлористого водорода без доступа воздуха при температуре 200—220° С. При этом в лодочке остается неизменяющаяся в этих условиях Al_2O_3 , а образующиеся хлориды перегоняются в приемник.

Для удаления из хлористого водорода следов кислорода Яндер рекомендует смешивать хлористый водород с водородом и пропускать его над раскаленным платинированным асбестом; затем газ высушивают посредством пропускания его через спиральные промывные склянки системы Грейнера (Greiner) и Фридрикса (Friedrichs), наполненные концентрированной H_2SO_4 и плавленным CaCl_2 . Высу-

¹ Journal Soc. Chem. Ind., 45, 170 (1926).

² Минеральное сырье и цветные металлы, № 1, 1929.

³ Z. f. angew. Chem., 41, 702 (1928).

шенный газ пропускают в трубку около 35 см длиной и 18 мм диаметром; в эту трубку помещают кварцевую лодочку с навеской исследуемого сплава. К концу трубки присоединяют приемник для улавливания перегоняющихся продуктов.

Перед определением трубка должна быть высушена в шкафу; для вытеснения из трубки воздуха через аппарат пропускают в течение 20 мин. газообразный хлористый водород.

Трубку помещают в углубление, выложенное асбестом; переднюю часть трубки с анализируемым сплавом нагревают посредством рядовой горелки до 220°C.

Полученные сначала Яндером данные (0,092 — 0,16% Al_2O_3) были слишком высоки. При более тщательной осушке хлористого водорода были получены цифры между 0,0025 — 0,0044%. Вайтзей и Миллар также нашли в алюминии лишь следы Al_2O_3 .

Хлорный метод Ф. Гана¹.

В основном аппаратура та же, что и у Яндера. Ган вел свои анализы при светлокрасном калении; им были получены значения между 0,78 — 0,83% Al_2O_3 , превосходящие данные Яндера в 200 раз.

По исследованию Левенштейна (H. Löwenstein)²) причина такого расхождения заключается в том, что кремнезем лодочки при высокой температуре хлорирования реагирует с Al, образуя Al_2O_3 , остающуюся в лодочке, и Si, переходящий в хлорид и дистиллирующийся в приемник. Лодочка, следовательно, теряет в весе, но образующая Al_2O_3 не выражает количества окиси в алюминии и значительно ее превышает. При методе Яндера материал лодочки не играет никакой роли, так как температура процесса значительно ниже. Так как все лодочки, находящиеся в продаже, содержат в своем составе SiO_2 , фирма Gold und Silberscheideanstalt a/M выпустила лодочки из чистого глинозема. Вследствие гигроскопичности глинозема содержание в нем влаги в сильной степени зависит от температуры и влажности воздуха; несмотря на предварительное прокаливание лодочек из Al_2O_3 , их вес обнаруживает такие колебания, что малое количество остатка не может быть в них взвешено. Поэтому Левенштейн рекомендует переносить остаток при помощи кисточки в маленький фарфоровый тигель, в котором и следует производить взвешивание. Черная или серая окраска остатка происходит, по исследованию Гана, от оставшегося углерода; при прокаливании на воздухе все остатки принимают белый цвет. Левенштейн определял этот углерод по разности после прокаливании остатка на воздухе. Белый остаток взвешивался как Al_2O_3 .

Температура процесса имеет большое влияние; даже при пользовании лодочками из глинозема должны применяться низкие температуры (темнокрасное каление), так как, во-первых, потери Al_2O_3 вместе с сублиматами при медленном хлорировании сводятся к минимуму и, во-вторых, остаток, сохраняя форму стружек, легко и без потерь переносится в фарфоровый тигель. Хлор, поступающий в трубку для хлорирования, также должен быть тщательно высушен, для чего его пропускают через спиральную склянку с концентрированной H_2SO_4 , а затем через трубку с фосфорным ангидридом, который должен возобновляться через каждые три анализа, так как вследствие образования на его поверхности стеклообразной пленки он становится неактивным. Все части прибора (спиральная склянка, трубка, для P_2O_5 , трубка для хлорирования и приемник) соединяются посредством шлифов; все краны смачиваются концентрированной H_2SO_4 .

Для вытеснения воздуха через аппаратуру пропускают в течение 20 мин. ток хлора, а затем постепенно нагревают ту часть трубки, где находится лодочка, до темнокрасного каления; эта температура легко поддерживается во все время хлорирования посредством регулирования тока хлора. По окончании реакции лодочку оставляют охлаждаться в токе хлора; затем прекращают ток хлора, закрывают кран между трубкой для хлорирования и трубкой с P_2O_5 и осторожно переносят лодочку с остатком в эксикатор, поставленный у весов. Через 30 мин. лодочку

¹ Z. f. analyt. Chem., 80, 192 (1930).

² Z. anorg. allg. Chem., 48, 199 (1931).

вынимают руками и осторожно, при помощи кисточки, стряхивают ее содержимое в маленький фарфоровый тигель, поставленный при помощи щипцов на часовое стекло.

После взвешивания остатка получают вес Al_2O_3 и углерода; затем фарфоровый тигелек помещают во второй, несколько больший тигель, и прокаливают до снежно-белого цвета остатка. После охлаждения в эксикаторе взвешивают и получают вес Al_2O_3 ; затем по разности с первым взвешиванием определяют количество углерода. Навески (4 г) берутся на обыкновенных аналитических весах, взвешивания же фарфорового тигля производятся на микровесах. Левенштейн получил по этому методу цифры, которые почти вдвое превышают данные Яндера, но представляют величины одного порядка; практически результаты анализов по этим двум методам одинаковы. Хлорный метод проще и удобнее хлористоводородного и остающаяся при этом Al_2O_3 не требует дальнейшей очистки; поэтому, повидимому, ему следует отдать предпочтение.

А. М. Шандоров¹ в своей работе: „К вопросу об определении Al_2O_3 в алюминии и в его сплавах“, также приходит к выводу, что хлористоводородный метод не может иметь применение в практике заводских лабораторий, так как помимо кропотливых операций при отделении всех примесей от Al_2O_3 , этот метод не дает точных результатов; более удачным методом, по мнению А. М. Шандорова, нужно считать прямое определение Al_2O_3 как в алюминии, так и в дуралюмине при помощи сухого хлора без доступа воздуха. Хлорирование и отгонка продуктов хлорирования могут быть при этом доведены до конца, при чем остаются неизменными только Al_2O_3 и углерод.

¹) Цветные металлы, № 5, 672. 1930.

III. АННОТАЦИИ

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ.

Химические и электрические процессы на металлических поверхностях с адсорбированным газом. (Über chemische und electriche Vorgänge an das beladenen Metalloberflächen). R. Schumann. Zeitschr. f. anorg. und allgem. Chemie, т. 203, декабрь 30, 1931, стр. 235—244.

Формула Van der Waals'a не подходит для всех металлов и газов. Адсорбция газов металлическими поверхностями объясняется электростатическими явлениями. Металлы отличаются от других элементов периодической системы тем, что они при высокой температуре сами могут испускать электроны и фотоэлектроны при освещении светом короткой длины волны. Формула Richardson'a допускает вычисление этой эмиссии.

Если атом, валентные электроны которого только слабо связаны друг с другом, приводится в соприкосновение с поверхностью металла, обладающего большим электронным средством, то валентный электрон внедряется в поверхность металла и электронное средство при этом частично насыщается. Это объясняется формулой Einstein'a которая соединяет энергию кванта со скоростью электрона. Поляризация и поверхностные химические явления тесно связаны с адсорбцией. 12 референций.

Механизм аллотропического превращения кобальта и таллия. Über den Mechanismus der allotropen Umwandlung von Kobalt und Thallium). J. Dehlinger Metallwirtschaft, 11, апрель 15, 1932, стр. 223—225.

10 референций. Подобно Co, Tl обладает гексагональной решеткой переходящей в кубическую гранецентрированную решетку при 231°C. При медленном охлаждении из расплавленного состояния были получены большие гексагональные монокристаллы Tl, разламывавшиеся после нагрева выше 230°C и охлаждения. Это указывало на то, что сначала из плавки должен был образовываться кубический монокристалл. При превращении кубической решетки в гексагональную существенное значение имеет плоскость четырех кристаллографических граней. Энергия, необходимая для превращения, возрастает с уменьшением размера зерен и при размере зерна в 0,1 μ энергия оказывается порядка общего тепла превращения. При помощи термодинамики удалось установить, что здесь имеет место явление температурного гистерезиса. Температура превращения кубической решетки в гексагональную значительно понижается независимо от скорости охлаждения. Температура падает до такой степени, что процесс диффузии по границам зерен, необходимый для превращения, не может заметно продолжаться. Таким образом, превращение может быть полностью предотвращено, как это происходит с прокатанными листами и мелкозернистым порошком Co.

Образование сверхструктуры в сплавах железа и алюминия. The formation of Superlattices in Alloys of Iron and Aluminium. A. J. Bradley A. H. Proceedings Royal Society, т. 136, A, май 1932, стр. 910—232. Предварительное сообщение № 4, май 1932, 19 страниц.

Производилось количественное исследование интенсивности линий серии сплавов Fe и Al в пределах Fe—FeAl.

В основном все сплавы обладают простой пространственной центрированной кубической решеткой, подобно α -Fe; однако, более тщательное исследование сплавов в отожженном и закаленном состоянии привело к совершенно различным результатам. Сплавы, закаленные с 900°C и выше, показали беспорядочное распределение атомов Al до 25 атомных $\%$. Между 25 и 26 $\%$ происходит резкое изменение структуры и центр куба отличается по составу от углов куба. Измерения интенсивности показали, что в закаленных сплавах с правильным распределением атомов один ряд занят только атомами Fe, а другой ряд содержит атомы Fe и Al в различном соотношении, зависящем от состава сплава. Отожженные сплавы с содержанием Al менее 18 $\%$ обладают беспорядочным распределением, а при 40 и 50 $\%$ они обладают структурой типа Fe Al точно так же, как и закаленные сплавы этого рода. При промежуточных составах образуется новая структура типа Fe_3Al .

В соединении Fe_3Al атомы Al лежат на гранецентрированной кубической решетке, образуя сверхструктуру, при этом размеры ее превышают в два раза размеры центрированного куба.

Точного состава, при котором возможно начало возникновения структуры Fe_3Al или ее исчезновение, не существует и структура не представлена полностью даже в теоретическом составе.

Молекулярные процессы роста кристаллов в металлах с гексагональной решеткой. Отложения на монокристаллических полушариях. Zn. The Molecular Processes of Crystal growth in Hexagonce Metals. Deposition upon Monocristalline Hemispheres of Zn). Paul A. Anderson. Physical, Review т. 40, май 1932, стр. 596 — 606.

Рост палочки монокристалла Zn направлялся из небольшого отверстия в тигель формы полушария, наполненный расплавленным Zn. Монокристаллическое полушарие, образованное таким образом, отделяется путем вращения прибора и подвергается затем бомбардировке парами Zn. Наблюдение над ростом на поверхности представляет основу для изучения и измерения скорости отложений со структурой кристаллической поверхности. Согласно Kossel'ю и Stronski сила, действующая на атом при ударе о кристаллическую поверхность, качественно пропорциональна количеству смежных атомов в решетке. Выводится серия сил, соответствующая энергиям отложения 11 типичных поверхностных структур.

При помощи этой серии сил микроскопически наблюдаемый рост на экспериментальном кристалле переводится в термы атомных слоев отложений.

Зависимость границ сопротивления Таммана от кристаллографической ориентировки. Zur Frage der Abhangigkeit der Tammannschen Resistenzgrenzen von der Kristallographischen Richtung. R. Glocker & Graf. Metallwirtschafts, т. 11, апрель 15, 1932, стр. 226 — 227.

16 референций. Путем расплавления чистого Au и Zn в графитовых тиглях в атмосфере CO_2 изготовлялись монокристаллы сплавов Au—Zn. После рентгеновского исследования палочек кристаллов 6 мм диаметром образцы выбирались таким образом, что в одном случае обработке подвергалась поверхность куба, а в другом случае поверхность додекаэдра. Монокристаллы, содержащие 52 атомных $\%$ Au с центрированной кубической решеткой и правильным расположением атомов обрабатывались в продолжение нескольких дней концентрированным HCl с окислами N и без них, концентрированным HCl и H_2O_2 и царской водкой. Обе поверхности, обладавшие различными пропорциями благородного и основного металлов, показали одинаковое сопротивление этим реагентам.

Результаты исследований привели к общему выводу, что во всех бинарных решетках, в которых координационная группа первой сферы всегда состоит только из одного вида атомов, сопротивление границ не зависит от кристаллографического направления воздействия растворителя.

Проблема сегрегации. Zum Kornseigerungsproblem. E. Scheuer. Zeitchr. f. Metallkunde, т. 23, август 1931, стр. 237 — 241.

Сегрегация, сопровождающая охлаждение жидкого сплава (показывающего полную растворимость, в жидком состоянии и частичную растворимость в твердом

состоянии), исследовалась математически и экспериментальным путем. Согласно предположению о непосредственной диффузии в жидком состоянии и отсутствии диффузии в твердом состоянии при процессе охлаждения выведено следующее уравнение для сегрегации:

$$l = \left(\frac{C}{Y}\right)^{\frac{P}{P-1}},$$

где l — количество остающегося расплавленного металла, C — первоначальный состав плавки во втором металле, Y — состав остающейся плавки во втором металле и P — коэффициент распределения второго металла между жидким металлом и выделившейся твердой составляющей. Уравнения выведены и для дополнительных случаев, где P не является постоянной (a), когда P является линейной функцией от y , и (b), когда P является квадратной функцией от y . Применение этих уравнений для сегрегации в сплавах Al—Cu, Al—Zn, Cu—Zn и Cu—Sn исследовалось экспериментально. Было найдено, что твердые растворы α -меди в Al и олова в Cu образуются из плавки почти без диффузии в твердом состоянии, а твердый раствор олова в Al образуется со значительной диффузией и раствор цинка в меди с почти полной диффузией в твердом состоянии.

Аллотропия белого олова и диаграмма равновесия системы олово-кадмий. (On the Question of the Allotropy of white Tin and the Equilibrium Diagram of the System Tin-Cadmium). I. Matuyama. Kinzoku no Kenkyu, январь 1932, стр. 1—32. Science Reports tohoku Imperial University, т. 20, 1931, стр. 649—680.

Аллотропия белого Sn при 150—200° C исследовалась при помощи различных физических методов высокой чувствительности. Измерения электросопротивления чистого Sn во время охлаждения из расплавленного состояния (скорость охлаждения 0,7° C в мин.) не показали резких изменений на кривой сопротивление-температура. При измерениях дифференциальным dilatометром прерывы кривой не наблюдались. Эталонном служило чистое Ag. Чувствительность испытания — около 1/530.000. При дифференциальном термическом анализе также не обнаружены аномалии. В данном случае эталонном является чистый Cd. Для дифференциальной термопары применялось серебро и константа, для измерения температуры образца пользовались термопарой платина-золото-палладий. 1 мм отклонения на шкале прибора для измерений температуры соответствовал 1/235° C. Измерения электродвижущей силы пары Cu—Sn не показали резких изменений. При рентгеновском анализе спектры исследовались при комнатной температуре и при 152—163° C и через образец пропускался постоянный ток 2,1—2,2 А. Исследования велись также при 220—223° C. Все три спектра оказались идентичными. Исследования привели к выводу, что Sn не испытывает превращений при высокой температуре. На основе аналогичного изучения Sn—Cu построена диаграмма равновесия. Эвтектичное превращение при 130° C. Cu не вызывается аллотропическим превращением Sn. Cd растворяется в Sn при комнатной температуре до 1/2% (См. Metals & Alloys, т. 3, август 1932, стр. МА 240).

Влияние высокочастотных колебаний на металлы. G. Mahoux, с комментариями L. Guillet. Genie Civil, т. 98, январь 1931, стр. 41—42.

Магнитная восприимчивость значительно увеличивается, если предмет обработки подвергается электро-магнитным колебаниям большой частоты. Производившиеся до сего времени испытания указывают на возможность широкого практического применения этого явления и на необходимость продолжения испытаний, касающихся этого вопроса. Азотирование ускоряется и отложения Ni на поверхности стали диффундируют уже при 450° C.

Влияние холодной обработки на удельную теплоту. Der Einfluss der Kaltbearbeitung auf die Spezifische Wärme). J. A. M. von Liepmpt. Die Naturwissenschaften, 19, августа 14, 1931, стр 705.

Вывод формулы.

Определения некоторых физических свойств кристаллов магния. (Bestimmung einiger physikalischen Eigenschaften von Magnesiumkristallen) E. Goens & E. Schmid, Naturwissenschaften, т. 19, май 1, 1931, стр. 376—377; (Metals & Alloys, т. 3, дек. 1932, стр. МА 340).

Производились динамические определения модуля упругости и кручения чистого магния. Вычислены параметры (в 10^{-13} см²/дина) $S_{11}=22,3$; $S_{33}=19,8$; $S_{44}=59,5$; $S_{12}=-7,7$; $S_{13}=-4,5$. Прибавка Zn до 2,3% очень мало влияет на модуль упругости. Термический коэффициент расширения меняется незначительно с изменением ориентировки. Предельное значение электросопротивления кристаллов оказывается $3,73 \times 10^{-6}$ Ω см параллельно гексагональной оси и $4,53 \times 10^{-6}$ Ω см перпендикулярно оси. Зависимость вышеприведенных свойств от ориентировки сравнивается с данными, полученными ранее в случае Zn и Cd.

Разности не могут быть объяснены отклонениями в плотности упаковки гексагональной решетки.

Анизотропия упругости железа. (Über die elastische Anisotropie des Eisens). E. Goens & Schmid, Naturwissenschaften, т. 19, июнь 5, 1931, стр. 520—524. (Metals & Alloys, т. 3, дек. 1932, стр. МА 340).

Путем рекристаллизации после критической деформации изготовлялись достаточно большие монокристаллы Fe (Armco) и затем при помощи поперечных колебаний определялся динамически модуль упругости и статическим методом модуль кручения.

Получены данные $\varepsilon_{(100)}=13 \cdot 500$ кг/мм², $\varepsilon_{(111)}=29\,000$ кг/мм², $G_{(100)}=11\,800$ кг/мм², $G_{(111)}=6\,100$ кг/мм². Минимальный модуль упругости наблюдался при величине угла в 40—45° с направлением прокатки.

Установлено отклонение в 35% от максимума, перпендикулярно к направлению прокатки.

МЕТАЛЛОГРАФИЯ, ФИЗИЧЕСКИЕ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Влияние никеля на сопротивление износу цементированных сталей. (The Influence of Nickel on the Wear of Case-Hardened Steel). I. S. R. Woodline, Carnegie Scholarship Memoirs, Iron & Steel Institute, т. 20; 1931, стр. 125—150.

30 референций. Исследование обыкновенной углеродистой, 1% Ni, 3% Ni и 5% Ni цементированных сталей с целью сравнения их сопротивления износу. При соответствующей смазке все четыре стали ведут себя почти одинаково, хотя в условиях службы сталь 1% Ni, несколько слабее. При сухом трении катания и шлифовке наждаком углеродистая и 3% Ni сталь одинаковы, тогда как 1% и 5% Ni стали следуют в снижающемся порядке. При скользящем трении первое место занимает углеродистая сталь, а затем идут в снижающемся порядке 5, 3 и 1% Ni стали.

Кислород в железе. (Tlen w. Zelazce) J. Feszczenko-Czopowski & S. Orzechowski. Sprace Badaweze PWU, 1931., № 2, стр. 5—38.

49 референций. Согласно результатам исследований была построена диаграмма Fe-Fe O. Область γ -Fe доходит до 0,07% O₂ (количество, определенное Inouge). Кислород растворяется в Fe при комнатной температуре до 0,02%, тогда как растворимость повышается при температуре солидуса до 0,13% O₂. Около 0,21% O₂ растворяется в жидком O при 1370°C. Тот факт, что такая низкая точка плавления Fe в присутствии C не наблюдалась, противоречит диаграмме. Диаграмма эта, однако, объясняет ненормальный рост зерен во время термообработки у стали, содержащей O, так как O вызывает удаление C из твердого раствора. То же объяснение может быть применено к аномалиям в C цементации и к троститовым пятнам в закаленных сталях. Сталь, недостаточно освобожденная от окислов, содержит, кроме зерен α -железа, также и зерна γ -железа. Разница в расширении этих обоих типов зерен при аллотропическом превращении вызывает хрупкость стали.

Определение газов в металлах, особенно кислорода в железе и стали методом вакуума. (The determination of Gases in metals especially Oxygen in Iron and Steel, according to the vacuum Extraction Method). H. Diergarten & E. Piwo w a r s k y. Mitteilungen aus dem Giesserei-Institut der Technischen Hochschule, Aachen, т. 2, октябрь 1931, 9 стр.

См. Metals & Alloys, т. 1, сентябрь 1930, стр. 745.

Содержание окислов алюминия в алюминии и методы его определения. (Über den oxydgehalt des Aluminiums und Methoden zu seiner Bestimmung). H. Lö w e n s t e i n. Zeitschr. f. anorg. u. allgem. Chemie, т. 199, № 1/2, июль 8, 1931, стр. 48—56.

В виду того, что затруднения, встречающиеся при отливке Al приписываются влиянию окислов, автор исследовал два метода Sander'a и Hahn'a и нашел, что при испытании Al в камерах из чистого глинозема можно точно определить содержание окислов; присутствие кремния влияет на правильность результатов. Количество окислов в Al не зависит от его первоначального состояния, но вызывается поверхностным окислением.

Влияние распространенных элементов на предотвращение игл в азотированных сталях и местах дуговой сварки. (The Influence of the more Common Elements in Inhibiting Needles in Nitrogenrich Steels and Arc Welds). I. W. Schuster, Iron & Steel Inst. Предварительное сообщение № 13, май, 1932, 27 стр.

Исследовались сваренные швы нитрированных, цементированных, обезуглерожженных образцов и определялось влияние различных элементов на предотвращение образования игл нитридов.

Для уничтожения игл требуется чрезвычайно медленное охлаждение. С не предотвращает появления игл; 1% Mn и 1,1% Si служат препятствием для их образования. S и P не оказывает видимого действия. Содержание Ni от 2,5%, или 0,9% Cr препятствует возникновению игл. Сварочный электрод с большим содержанием Mn не мешал абсорбции N.

Явления скольжения в пластических материалах. (The phenomena of Slip in plastic Materials) A. N a d a i. Proceedings American Society for testing Materials), т. 31. Pt. 2. 1931, стр. 11—46.

См. референцию Metals & Alloys, т. 3, февраль 1932, стр. AM 49.

Саморегистрирующий дилатометр для измерения терморасширения в процессе закали и механизм образования шаров троостита в углеродистой стали. On a Self-Recording Dilatometer for Quenching and the Mechanism of Nodular Troostite Formation in Carbon Steels). S. Sato. Kinzoku no Kenkyu, апрель 1932, стр. 174—188 (по-японски); Science Reports Tohoku Imperial University, т. 20, 1931, стр. 260—267 (по-английски).

Описывается новый саморегистрирующий прибор для нанесения кривых „термическое расширение — температура во время закали“. При закалке углеродистой стали в масле превращение аустенита в мартенсит начинается около 200° С и даже при более низких температурах. Закалка в воде вызывает превращение при 300° С. Образование мартенсита происходит сильнее при водяной закалке, чем при закалке в масле. Автор находит также, что чрезвычайно тонкая пленка из глинистых частиц на поверхности образца, названная им „facing“, весьма благоприятствует действию закали. Влияние этой пленки на достижение однородной закали заключается, очевидно, в предотвращении непосредственного контакта между поверхностью сильно нагретой стали и маслом или водой. Когда пониженная точка превращения A_2 имеет место при 500—600° С, некоторое количество аустенита в различных точках по границам зерен начинает сначала переходить в мартенсит. Мартенсит непосредственно распадается на цементит и Fe₃C, поскольку превращение сопровождается рекристаллизацией, характерная мартенситовая составляющая разрушается. Процесс этот начинается в различных точках, где напряжения особенно велики и распространяется по всем направлениям независимо от ориентировки аустенита, в результате чего возникает новая структура, называемая шарообразным трооститом.

В случае, если образец был прокатан и закален, наблюдается иногда пластинчатый тростит, что относится за счет распределения примесей.

Скорость сдвига зерен при первичной и вторичной рекристаллизации алюминия. (Die geschwindigkeit der korn grenzenverschiebung bei der primären und sekundären Rekristallisation des Aluminiums) G. Tammann & K. L. Dreyer. Zeitschr. f. anorg. u. allgem. Chemie, т. 191, июль 7, 1930, стр. 69—73.

Среднее число кристаллов на мм^2 , образующихся в холоднокатанном Al после отжига при 600°C , уменьшается с 120 после первой минуты до 35 в течение 30 мин, и затем уменьшается только очень немного с дальнейшим отжигом. Это явление зависит от сплошной тонкой пленки, окружающей зерна. Средняя линейная скорость сдвига границ зерен уменьшается после первой минуты от 0,0185 до 0,000111 мм в течение 30 мин., и затем до 0,000076 мм после 120 мин.

Направление роста сильно влияет на скорость роста и зависит также от продолжительности отжига.

Стабилизирующее влияние марганца на критические аустенитовые сплавы. (Manganese has Stabilizing Effect on critical Austenitic Alloys). Howard Scott. Steel, т. 90, январь 25, 1932, стр. 28.

Краткое содержание доклада, прочитанного в Институте металлов (Inst. of Metals), Бостон, сентябрь 1931 (American Inst. of Mining & Metallurgical Engineers). См. „Преобразования железомарганцовистых сплавов“. (Transformational characteristics Iron—Manganese Alloys). Metals & Alloys, т. 3, февраль 1932, стр. MA 34.

Форма металлических кристаллов и их рост. (Die Wachstumsformen von Metallkristallen). G. Tammann & K. L. Dreuer. Zeitschr. f. anorganische u. allgemeine Chemie, т. 205, апрель 8, 1932, стр. 77—80.

Изменение формы и рост кристаллов наблюдались при выделении одного металла из смеси двух металлов с совершенно различными точками плавления; напр., Cu—Bi, Ag—Pb, Zn—Pb. Изменение концентрации и скорости охлаждения влияют на температуру разделения металлов и скорость разделения. На рисунках показано изменение формы кристаллов при различных условиях. Прежняя точка зрения, указывающая на то, что кристаллы бывают только полиэдрической формы, отпадает, так как поверхностное натяжение при достаточно высокой температуре преобладает над сопротивлением кристаллов и округляет их края и углы.

Макро-травление сплавов Al-Si (The Macro-Etching of Aluminium-Silicon Alloys.) Hume-Rothery, Engineering, т. 132, сентябрь 18, 1931, стр. 383.

См. Metals & Alloys, т. 2, декабрь 1931, стр. 301.

Диаграмма состояния системы Fe-Mo-C. (On The Equilibrium Diagram of Fe-Mo-C System) T. Takei, Kinzoku no Kenkyu, Japan, март 1932, стр. 97—124; апрель 1932, стр. 142—173.

Растворимость углерода в железе α и изменение свойств промышленного железа в результате термообработки ниже точка А. (Sur la solubilité du carbone dans le fer alpha et les variations resultantes des propriétés du fer industriel en cas de traitement thermique audessous du point A). E. Houdremont. Revue de Metallurgie, т. 29, март 1923, стр. 133—139.

Явление, связанное с растворением C в железе α и вызываемые этим изменения свойств, которые изучались Koester'ом (Archiv f. Eisenhüttenwesen 2, 1929, стр. 503—522), представляют типичный пример старения, подобный наблюдаемому в дуралюмине.

Влияние холодной обработки, проведенной перед термообработкой, на механические свойства сталей. Der Einfluss vor der Wärmebehandlung vorgenommenen Kaltbearbeitung auf die Festigkeitseigenschaften von Stählen. Erich Greulich. Archiv für das Eisenhüttenwesen, т. 5, март 1932, стр. 487—491.

Исследовалось влияние холодной обработки на сопротивление разрыву и предел упругости 7 углеродистых и аустенитовых Cr-Ni сталей. Свойства эти связаны

с превращением пластинчатого перлита в зернистый цементит, а также со старением при термообработке. В углеродистых сталях, содержащих больше 0,3%, С изменения кристаллов и смягчение стали отжигом ниже А, резко ускоряются холодной прокаткой. Обыкновенные углеродистые стали сильнее упрочняются после отжига под влиянием холодной прокатки, а также быстрее отжигаются, чем стали с пластинчатым перлитом. Сопротивление разрыву и предел упругости, вызываемые старением при термообработке, повышаются у Cr-Ni стали после холодной прокатки сильнее, чем в литых сталях.

Приведены таблицы состава сталей и данные влияния холодной обработки на физические свойства.

№	Материал	Состав в %							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	
1	Сталь С 16,61	0,12		0,40	0,017	0,024			
2	" С 25,61	0,29	0,06	0,40	0,020	0,013			
3	" С 45,61	0,46	0,30	0,75	0,021	0,02			
4	" С 60,61	0,61	0,34	0,83	0,022	0,016			
5	Ni сталь	0,18	0,26	0,49	0,020	0,021	5,14	0,03	
6	Нерж. сталь	0,19	0,56	0,45	0,019	0,010	0,56	14,50	
7	Нерж. сталь	0,37		2,02	0,028	0,033	35,20	10,50	

Число холодных прокаток и промежуточных отжигов

Материал	Первоначальные свойства	Число прокаток					
		1	2	3	4	5	
Ст. С 16,61	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	39,6	38,5	38,6	37,2	36,6	34,8
	Предел текучести $кг/мм^2$	22,9	21,9	22,6	20,6	25,0	18,4
	Удлинение 10%	28,6	29,3	31,0	35,0	32,2	35,0
Ст. С 25,61	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	48,9	45,9	43,0	42,5	42,9	41,1
	Предел текучести $кг/мм^2$	29,2	27,1	24,4	21,6	26,6	28,4
	Удлинение 10%	27,9	24,9	26,0	31,0	33,1	(22,7)
Ст. С 45,61	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	64,4	61,5	55,2	52,9	52,2	...
	Предел текучести $кг/мм^2$	36,1	42,7	30,3	23,0	35,3	...
	Удлинение 10%	21,1	18,2	26,0	25,5	27,0	...
Ст. С 60,61	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	80,7	76,2	68,5	63,0	64,6	60,4
	Предел текучести $кг/мм^2$	45,7	57,3	50,0	41,8	43,8	44,0
	Удлинение 10%	14	14,0	19,0	22,0	26,3	(20,0)
Нерж. сталь	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	69,9	55,1	53,7	...	51,5	53,3
	Предел текучести $кг/мм^2$	43,3	33,3	32,3	...	32,1	31,1
Нерж. сталь	Удлинение 10%	19,4	22,2	23,1	...	29,5	30,2
	Сопротивление разрыву $кг/мм^2$	63,5	63,4	63,0	62,0	60,5	...

Свойства некоторых сталей Mn-Si. (The properties of some Silico-Manganese Steels. Iron & Steel Institute). Предварительное сообщение, № 6, май 1932, стр. 22.

Приводятся результаты исследования свойств сталей с 2,6% Si и 2% Mn. Содержание углерода от 0,36 до 0,54%. В нормализованных сталях для конструктивных целей Si и Mn повышали предел упругости, предел текучести и сопротивление разрыву и понижали удлинение и сопротивление удару. После закалки и отпуска Si и Mn увеличивают крепость, а пластичность уменьшают. Mn повышает прокаливаемость стали больше, чем Si. Текучесть повышается пропорционально содержанию марганца. Испытания на усталость показали, что стали с большим содержанием Si и малым содержанием Mn обладают меньшей устойчивостью по отношению к дефектам поверхности, чем другие стали. 18 референций.

Влияние холодной обработки на пластичность при повышенных температурах (Einfluss von Kaltreckung auf die Plastizität bei erhöhten Temperaturen). E. Schmid & I. Wassermann. Zeitschrift für Metallkunde, т. 23, август 1931, стр. 242—243.

Для изучения пластичности твердотянутых и отожженных проволок (диаметром 0,15 мм) брались кривые удлинения при постоянной нагрузке как функция времени при температуре между 200 и 450° С. Между 250 и 400° С твердотянутая проволока

удлинялась быстрее, чем отожженная проволока, благодаря большой подвижности решетки, сопровождающей явление рекристаллизации. При температуре в 400°C скорость течения двух проволок была почти одна и та же вследствие быстрой рекристаллизации холоднотянутой проволоки. При температуре в 200°C течение холоднокатанной проволоки происходило немного медленнее.

Влияние обезуглероживания поверхности на предел усталости стали. Austin C. R. *Metals & Alloys*, 2(1931), 117/9.

У обезуглероженного материала предел усталости на 20% ниже (27 кг/мм^2), чем у необезуглероженной стали (33 кг/мм^2).

Удаление углерода из железа и стали при нагревании в декарбуризирующих газах. A. Bramley & K. F. Allen. *Engineering*, т. 133, январь 22, 1932, стр. 92—94; январь 29, 1932, стр. 123—126; февраль 19, 1932, стр. 229—231; март 11, 1932, стр. 305—306.

Для определения соотношения между степенью обезуглероживания и градиентом S в стали были проведены количественные анализы. Были сделаны попытки выяснить, поглощается ли S обезуглероживающим агентом согласно тем же законам, которые имеют место при введении углерода во время процесса цементации. Было проведено несколько испытаний. Содержание углерода в сталях, подвергнутых испытанию, колебалось от $0,85$ до $2,00\%$. При испытании, обезуглероживающими агентами явились сухой и влажный водород и смесь CO и CO_2 . Результаты изображены графически. Для определения влияния температуры на степень обезуглероживания было проведено несколько испытаний, при чем температура менялась от 800 до 1100°C .

Было произведено исследование микроструктуры стали.

В одной части этой статьи рассматривается применение закона диффузии Фика (Fick) по отношению к движению S в стали. Проведенные при различных температурах испытания по обезуглероживанию стали с $2,0\%$ содержанием S , доказали, что имеется определенный максимум растворимости S в связанном состоянии в γ -железе, при чем степень этой растворимости зависит от температуры.

Превращение аустенита ниже критической точки: J. M. Roberson. *Carnegie Scholarship Memoirs, Iron & Steel Institute*, т. 20, 1931, стр. 1—64.

Автор рассматривает с теоретической точки зрения, предшествующую работу, касающуюся превращения аустенита, затрогивая разные определения мартенсита, даваемые различными исследователями.

Тетрагональная структура мартенсита рассматривается как промежуточная между структурами α и γ . Было исследовано 8 сортов стали с содержанием S от $0,10$ до $1,73\%$. При этом испытания производились при различных закалках и скоростях охлаждения, в зависимости от чего имели место и различные превращения.

В статье указывается, что для данного содержания S существует определенная температура, при которой начинает образовываться при охлаждении мартенсит. Последний образуется в процессе охлаждения аустенита. При постоянной температуре его состояние можно считать практически устойчивым.

Равновесие в сплавах Al-Mg-Si высокой чистоты. E. H. Dix Jr F. Keller u R. W. Graham. *Transactions of the American Institute of Mining Metallurgical Engineers*, т. 93, 1931, стр. 404—420.

Заключает в себе дискуссию по этому вопросу. См. *Metals & Alloys*, т. 1, декабрь 1939, стр. 204.

Дилатометрическое исследование хромо-никелевых сталей. Vsevolod N. Krivobok & Maxwell Gensamer. *Transactions American Institute of Mining & Metallurgical Engineers*, т. 95. 1931, стр. 325—346.

Содержит дискуссию по этому вопросу. (См. *Metals & Alloys*, т. 2, декабрь 1931).

Исследование алюминивно-хромовых сплавов. (Contribution à l'étude des alliages aluminium-fer-chrome). Ch. Taillandier. *Revue de Metallurgie*, т. 29, июнь 1932, стр. 315—325; июль 1932, стр. 348—356.

Всестороннее исследование Al-Fe-Cr сплавов, изготовленных из чистых металлов. Было исследовано 9 сплавов, при чем они содержали 0,42—2,29% Cr, 0,74—4,18% Fe, 0,12—0,21% Si. Термический и металлографический анализы показали наличие тройной эвтектической точки около 2% Cr и 1,2% Fe. Вторая модификация Al при температуре, превышающей 560°C, не была обнаружена, что возможно объясняется присутствием Si.

При больше чем 5% содержании Fe и Cr район солидуса-ликвидуса препятствует получению однородного сплава. Исследование сопротивления обнаружило наличие тройного насыщенного раствора. Оказывается, что заслуживают внимания только те сплавы, содержание Fe и Cr которых не превышает 2—2,5%.

Изменение структуры мягкой стали при отжиге. (Gefügeänderungen beim glühen Stahl). W. Brenscheidt. Mitteilungen aus den Forschungsanstalten des GHH Konzerns, т. 1, июль 1931, стр. 127, 139.

Если Fe подвергается продолжительному отжигу в окислительной атмосфере, то края его обезуглероживаются и зерна иногда удлиняются и приобретают вид столбиков или колонок при наличии напряжений и С. Самые большие колонки образуются при 3% деформации. При 6% деформации образование их прекращается. В основу обсуждения условий развития этих образований были положены приведенные в статье экспериментальные данные.

Растворимость алюминия в магнии в твердом состоянии при различных температурах. T. Saldap & M. Zamotorip. Journ. Institute of Metals, № 596, март 1932, стр. 5.

Растворимость Al в Mg в твердом состоянии определялась при помощи микроскопического исследования образцов, подвергнутых термической обработке.

Чистота Mg — 99,68%. Растворимость Al была определена в 12,6% при эвтектической температуре в 436°C, 10,9% при 400°C, 6,08% при 300°C, а ниже 300°C она оставалась постоянной. Хотя растворимость ниже 300°C была, очевидно, постоянной, однако, предполагали, что это является не совсем вероятным. Выпадающие при низких температурах частицы могли быть слишком малы, чтобы их можно было разглядеть при рассмотрении микроструктуры, или же время отжига могло быть слишком непродолжительным для того, чтобы произошло полное выпадение. Также рассматриваются и результаты, полученные другими исследователями. 3 референции.

Азотизация стали аммиаком и явления старения. (Azotowanie stali pizez amoniak i zjawiska starzenia). I. Feszczenko-Gzoriwskie Wojcik Prace Badaweze PWN, № 1, 1931, стр. 51—122.

На основании полученных результатов подтверждается, что растворимость N в Fe больше, чем это указано Фри (Fry) в его Fe-N диаграмме. Единственными сталями, подходящими для азотизации, являются стали Al и Cr, в некоторых же случаях твердая углеродистая сталь, содержащая довольно большое количество Si и Mn, может также нитрироваться. Наиболее благоприятными условиями, способствующими нитрированию сталей Al и Cr, являются следующие: температура процесса в течение 30 час. 540°C и 20% диссоциация аммиака. Нижеследующая таблица дает результаты старения некоторых нитрированных сталей.

Анализ в %			Твердость по Бринелю	
C	Cr	Al	после нитрирования и закалки	старение в течение 40 дней
0,34	1,6	1,04	800	890
0,36	15,6	—	750	820
0,11	—	—	320	375
0,22	—	—	355	415
0,72	—	—	390	420

Повышение твердости нитрированных сталей путем старения проходит более эффективно у сталей с низким содержанием С. Последующая обработка при помощи аппарата Герберта (Herbert) „клюдбурст“ дает еще более ярко выраженные результаты.

А н а л и з в ‰			Твердость по Бринеллю	
С	Cr	Al	нитриро- ване	нитрирова- ние и после- дующая обработка
0,25	1,18	0,95	755	900
0,53	0,46	—	515	745
0,11	—	—	320	650
0,51	—	—	460	650
0,72	—	—	300	685

КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ.

Хромирование чистого алюминия и алюминиевых сплавов. Das Verchromen von Reinaluminium und Aluminiumlegierungen). K. Altannsberger. Aluminium. т. 12. апрель 31, 1930, стр. 5—6; Korros. u. Metalischuz. т. 7, июль 1931, стр. 172—173.

Предметы покрываются сначала Zn, затем Ni и, наконец, Cr. Описываются условия получения покрытий. См. Met. Alloys, т. 3, август 1932.

Величина зерен, эвтектика и коррозия. (Korngrösse, Eutektikum und Korrosion). M. Werner. Zeitschr. f. Metallkunde, т. 24. апрель 1932, стр. 85—87.

Коррозия Pb. Большие зерна увеличивают коррозию. Примеси, образующие твердые растворы, повышают величину зерен. Местные гальванические пары служат защитой от коррозии, если добавки, образующие местный элемент, более благородны, чем Pb. Действие это прекращается, когда прибавка образует значительные количества эвтектики с Pb. (? ред.).

Коррозия стали при высокой температуре. (Corrosion of Steels at High Temperature). Z. Zosana. Industria Chimica, т. 6, январь 1931, стр. 11—15; Vancoram Review, т. 2, октябрь 1931, стр. 147—148.

24 образца стали с различным содержанием Ni, Cr, W, V и Mo подвергались действию воздуха и выхлопных газов при 600—1050° С. Mo замедляла коррозию как при низком, так и при высоком содержании Ni. W имел небольшое влияние за исключением комбинации его с Mo, V при содержании его выше 1% повышал коррозию.

Результаты ускоренных испытаний нержавеющей стали на коррозию. (Resultats d'essais activés de corrosion sur aciers inoxydables). Jean Cournot. Comptes Rendus, т. 193, ноябрь 30, 1931, стр. 1091—1093.

На коррозию испытывались 7 сталей типа 18-8, одна сталь с 10% Cr и 23% Ni, две стали с 3% Cr и как основа для сравнения, чистое Fe. Метод испытания был следующий: (а) попеременное погружение в периоды 10, 20 и 50 дней, (б) испытания обрызгиванием в течение 10, 20 и 50 дней, (в) испытания в растворе пергидрола по 1, 2 и 3 дня. Тщательно отмечались потеря в весе, глубина продавливания по Эриксену и общий вид образца. Автор считает, что испытание в растворе пергидрола менее чувствительно, чем другие, но обладает преимуществом большой скорости. Метод попеременного погружения образца дает наиболее правильные результаты, особенно в отношении измерений потерь в весе. Испытание обрызгиванием показывает изменение физических свойств в результате точечной коррозии (pits). Определения разрушающих напряжений имеют большее значение, чем испытания по Эриксену.

Сравнение гальванических покрытий Zn и Cd с точки зрения защиты стали от коррозии. Comparaison des dépôts électrolytiques de zinc et de cadmium au point de vue de la protection de l'acier contre la corrosion) H. Figouret et P. Jaquet. Comptes Rendus, т. 194, апрель 25, 1932, стр. 1493—1495.

Систематические опыты. Покрытия производились на пластинах основной бессемеровской стали с 0,063% С. После покрытия образцы подвергались 3 видам испытаний на коррозию: 1) обрызгиванию раствором соли при 15—20° С, 2) пребыванию в теплой, влажной атмосфере и 3) выдерживанию на открытом воздухе. Коррозия измерялась временем, в течение которого образцы подвергались влиянию действующей среды до появления коррозии и изменениями в весе образцов. Результаты показали, что Cd дает лучшую защиту от коррозии, чем Zn при обрызгивании раствором соли, и в теплой, влажной атмосфере. В атмосферных условиях Zn оказался благоприятнее.

Защитные свойства кадмиевых покрытий от коррозии. Über die Rostschutz Wirkung der Kadmiumniederschläge. Buchner G. Ober Höchentechnik, т. 9, апрель 1932, стр. 80—81.

В статье приводится современная точка зрения по поводу преимуществ покрытий Cd по сравнению с гальванизацией. Защитные свойства кадмиевых покрытий зависят, главным образом, от материала, на котором это покрытие образовано, от условий процесса покрытия и от веса покрытия на единицу площади. Критической толщиной является приблизительно 350—450 мг/дм². Все кадмиевые покрытия оказываются сначала пористыми и требуют дальнейшей термообработки.

Новый легкий алюминиевый сплав Хлумин (Chlumin). (A New Aluminium Light Alloy chlumin). Ihiro Jitaka. Proc. Imp. Acad. Tokijo, т. 7, апрель 1931, стр. 161—164; Journ. Mech. Eng., Japan, т. 33, 1930, стр. 203—208.

Хлумин (Chlumin), сплав Al, Cr, Mg и Fe сравнивается с другими известными сплавами Al в отношении его сопротивления коррозии в растворах NaCl и в отношении его свойств в литом и прокатанном состоянии.

Защита от коррозии легких металлов. (Korrosionsschutz von Leichtmetallen). L. Schiffer. Deutsche Motorzeitschrift, т. 9, январь 1932, стр. 10—14.

Изобретен дуралюмин с двойным покрытием, названный дуральплат (Duralplat). Сплав этот, покрытый чистым Al, отличается высоким сопротивлением коррозии и может подвергаться старению (немецкий патент 244554).

Приведенные микроснимки показывают тесный контакт, вызванный диффузией основного металла и покрытия в результате термообработки. Физические свойства дуральплата совпадают со свойствами дуралюмина 681: удлинение 15—18%, предел текучести 26 кг/мм², сопротивление разрыву 38 кг/мм².

Разнообразные опыты на коррозию в Северном море показали после года испытания, что дуралюмин потерял 38% первоначального удлинения и 7% сопротивления разрыву, а дуральплат потерпел совершенно незначительное снижение физических свойств.

Интеркристаллическая коррозия дуралюмина. (Inter-crystalline Corrosion of Duralumin). A. I. Sideru, K. G. Lewis & H. Satton. Journal Inst. of Metals. Предварительное сообщение. № 598, март 1932, 17 страниц.

Быстрое испытание на определение склонности дуралюмина к интеркристаллической коррозии. Исследовалось влияние напряжений. При растяжении сплава появлялась слабая склонность к повышению коррозии. Когда напряжения вызывались сжатием, наблюдались критические пределы напряжения 22—27 кг/мм², приводившие к заметной коррозии.

Было найдено, что образцы, закаленные при более высоких температурах менее подвержены интеркристаллической коррозии.

Закалка в кипящей воде увеличивала склонность к интеркристаллической коррозии.

Взаимодействие Al и водяного пара. (Note on the Interaction of Aluminium and Water Vapour). Seligman & Williams. Institute of Metals. Предварительное сообщение, № 597, март 1932, 4 страницы.

Краткий обзор реакций Al с паром. Листы Al различной чистоты и сплавы Al-Si подвергались действию пара при 300—350° С. Коррозия не наблюдалась даже после удаления воздуха из системы (?).

Новый легкий алюминиевый сплав Хлумин. (Die neue aluminium-Leicht-Legierung „Chlumin“). W. Keil. Zeitschrift für Instrumentenkunde, т. 52, август 1932, стр. 377.

Выдержки из статьи I. Iitaka, опубликованной в Journal Society Mechanical Engineers of Japan, т. 33, 1930, стр. 203—208.

Новый сплав Al содержит Cr и небольшое количество Mg и Fe. Уд. в. 2,71. Он может употребляться в виде отливок, а также в прокатаном виде.

Механические свойства его подобны механическим свойствам дуралюмина. Из всех других известных уже легких Al сплавов он меньше всего корродирует в морской воде. Хлумин легко поддается механической обработке.

Последние открытия в области предохранения черных металлов от коррозии. V. V. Kendall & F. M. Speller. Industrial & Engineering Chemistry, т. 23, июль 1931, стр. 735—742. 28 референций.

Статья является обзором особенно выдающихся за последние два года открытий, касающихся коррозии и имеет следующие разделы: образование пленки в зависимости от физических свойств, потенциалов и однородности; коррозия, образующаяся благодаря действию атмосферных условий, методы определения коррозии, коррозия, образующаяся под влиянием действия воды, ремонт водопроводных труб и систем водяного охлаждения. Проблемы паровых котлов; коррозия под влиянием действия почвы; коррозия в нефтяной промышленности.

Защита магниевых сплавов против коррозии. Sutton H. und Le Brocq, L. F. Aeron. Research Comm. Rep. and Mem. Nr. 1930 (1930), 22 S. Autom. Inst. 65 (1932) 844/53. Korr. u. Metallsch. 7(1931), 249.

Об электродвижущих силах между Si и другими веществами HF, H₂SO₄ и Na₂CO₃. Cr. Redel. Ch. 193 (1931), 527/8.

Электродвижущая сила элементов из Si по отношению к Pt, Ag, C, Cu, Ni, Fe, Pb, Sn и Zn в 13,7% раствора H₂F₂ и в растворах H₂SO₄ и 1/n Na₂CO₃. Результаты частью не совпадают друг с другом. P, H₂, F₂, Pt, Ag, C, Cu и Ni, в H₂SO₄, C, Pt и Ag и в Na₂CO₃. C, Ag, Pt, Ni, Fe и Cu более электроположительны, чем Si.

Влияние температуры на коррозию цинка. Cox. Ind. Eng. Chem. 23 (1931), 902/4.

Коррозия цинка в насыщенной воздухом дистиллированной воде сильно зависит от температуры. Важнейшим фактором при этом оказываются физические свойства образующегося слоя продуктов коррозии.

При повышении температуры воды (от комнатной) коррозия медленно увеличивается примерно до 50°. При 53° наступает резкий перелом кривой и быстро увеличивается до максимума при 65°, а затем опять быстро падает.

При 65° слой продуктов коррозии грубозернистого вида и не так прочен, как при более низких температурах, в то время как при температурах свыше 65° покрывающий слой становится опять более плотным и вязким.

Скорость растворения цинка в кислотах. King C. V. und Braueman M. M. J. Amer. Chem. Soc., 34/1932, 1744/57.

Авторы определяли скорости растворения цинка в соляной муравьиной, уксусной, гликолевой, лимонной, винной и борной кислотах.

Добавление окисляющего вещества, как, например, KNO₃ в виде деполяризатора является полезным для получения однородных результатов и уменьшает прежде всего влияние включений металла. Производились определения влияния концентрации кислоты, скорости вращения цилиндров и вязкости на скорость растворения.

Результаты испытания обсуждаются с точки зрения старой теории „скорости диффузии“ и теории Brönsted Kilpatricka. Сравнение скорости растворения Zn со

скоростью растворения Mg, Cd, мрамора показывает, что при наличии KNO_3 скорости растворения всех этих веществ не слишком различны.

Электромоторное поведение и скорость растворения кристаллов цинка в серной кислоте. Straumanis M. Z. Phys. Chem., 147/1930, 161/87.

При измерении потенциала на различных гранях кристалла цинка установлено, что в нейтральных растворах сернокислого цинка потенциал имеет наибольшее значение; с увеличением добавки кислоты значение потенциала проходит минимум.

Разные грани кристалла чистого перегнанного Zn не показывают какой-либо определенной скорости растворения.

Влияние концентрации водородных ионов на коррозию. Bryan, J. M. Trans. Faraday Soc., 27/1931, 606/20.

Автор исследует влияние Ph в растворах лимонной кислоты с добавкой лимоннокислого натрия (буфер) на коррозию цинка в отсутствии и присутствии воздуха.

Оказалось, что в первом случае коррозия практически ничтожна. При наличии воздуха коррозия появляется при кислотности между $Ph = 3,1-5,5$. При отсутствии воздуха в растворе 0,5% лимонной кислоты, содержащей лимоннокислое железо цинк слегка корродировал и при этом в линейной зависимости от концентрации Fe-иона. Уменьшение коррозии при понижении кислотности (вначале) объясняется замедлением окисления растворенного Zn действием Fe^{III} соли.

В присутствии воздуха и добавлении некоторого количества лимоннокислого железа к раствору при всех значениях Ph процесс коррозии ускоряется. Это можно объяснить каталитическим действием Fe как передатчика O_2 .

Жаростойкая сталь, содержащая хром, никель, алюминий и кремний Oertel W. & Schepers A. St. & Eis., 52 (1932), 511/3.

У сталей с 14—19% хрома до 3% кремния и до 3% алюминия с увеличивающимся содержанием никеля до 10% определялись крепость на растяжение при температурах от 700 до 1200° C и потеря веса при прокаливании в электрической печи при 900—1200° C. При этом производилось также определение вида излома и структуры. Сталь с 18% хрома, 8% никеля, 2,5% кремния и 0,5—1% алюминия показывает лучшие свойства.

Коррозия меди. Haase, Z. W. Cuivre et laiton, 5(1932), 61/9.

Явления коррозии могут иметь три причины:

1) свободные или растворенные газы, 2) органические кислые и основные соли, 3) органические вещества.

Подробно рассмотрены появление защитных пленок, влияние спайки на коррозию, и применение Си в консервной промышленности.

Особый вид коррозии аустенитовых хромо-никелевых сталей. Sanfourche A. und Portevn C., Rend. 194 (1932), 1741/2.

Хромоникелевая сталь с 18% кремния, 8% никеля не корродирует в H_3PO_4 . Опыты с добавлением HCl, которая увеличивает коррозию. Прекращение коррозии вызывается тем, что проба покрывается черным слоем хромо-железного карбида.

Свойства некоторых кремне-мерцацевистых сталей. Вугус G. Iron and Steel Inst., (1932).

Стали с содержанием около 0,5% C до 3% Si и 2% Mn. При термической обработке выяснилось, что увеличение содержания Si способствует обезуглероживанию поверхности, в то время как Mn оказывает противоположное влияние. При этом Si уменьшает слой окалина, а Mn повышает.

Электрохимия железа. S. Bodfors. Z. f. Physik. Chem. Abt. A. 160 (1932) 141/57.

Определение потенциала Fe электрода, вращающегося относительно наждачного круга. Потенциал железа есть функция НР и анионов. Зависимость от ферро других металлических ионов не наблюдалась.

Автор полагает, что потенциалы железа и других инактивных металлов должны быть приведены к подобного рода процессам, как и электроды стекла, графита, кварца или парафина.

Потенциал электрода железа Ч. I. Измерения в атмосфере водорода. Murata K Journ. Soc. Chem. Ind. Japan (Suppl), 35 (1932), 209/14.

Потенциалы установлены на спекшихся массах порошка железа при отсутствии O_2 и свободных кислот. Истинный нормальный потенциал Fe при $25^{\circ} - 0,7265 \pm 0,0022$.

Влияние атмосферы на окисление мягкого железа. Blackburu W. H. und Gobb. J. W. Blast Furnace Steel Plant. 19 (1931) 273. См. Korr. u. Metalsch. 7 (1931), 224.

Теория коррозии металлов в свете количественных измерений. Коррозия железа и стали с связанным содержанием углерода. Proceed. Roy. Soc. (London), Serie A, 134 (1931), 308/43.

Применяемые до сих пор на цинке новые методы исследования коррозии были применены к железу и сталям. Установлено, что имеется два рода кривых „коррозия— время“: экспоненциальная кривая в слабых растворах и прямая в сильных растворах; в обоих случаях продукты коррозии различны. Кривые „количество выделенного H_2 — время“ подобны кривым, которые получаются при методе абсорбции O_2 . Коррозия в первую очередь зависит от распределения образующихся продуктов коррозии. Осадок состоит из смеси Fe_2O и устойчивого $Fe_3 O_4$. Очень чистое железо корродирует в 1/10 KCl растворе приблизительно так же, как и сталь; образование H_2 чрезвычайно ничтожно. В воде чистое железо, а также и испытанные сорта сталей корродируют значительно сильнее, чем цинк; в 1/10 KCl растворе, наоборот, медленнее. Эту разницу надо объяснить различными свойствами продуктов коррозии.

Влияние кислорода на коррозию при усталости. Binnie A. M. Aron. Res. Comm Rep. and Mem. Nr. 1244 (1829), 33.

Предел усталости 0,9 С-стали получился в воздухе $26,8 \text{ кг/мм}^2$. Если раствором NaCl в месте максимального напряжения смачивать (капли) образец, то предел усталости понизится до $11,8 \text{ кг/мм}^2$.

Повторение этого последнего испытания в атмосфере водорода дало предел усталости около $14,4 \text{ кг/мм}^2$. Соответствующие величины для 0,33 С-стали 28,8, 14,5 и $18,6 \text{ кг/мм}^2$.

Коррозия заклепок из дуралюмина. Sullivan J. E. Aviation, 30/1931, 347/349.

Часто наблюдаемая усиленная коррозия дуралюминовых заклепок в морской воде может быть объяснена плохой термической обработкой. Для уничтожения коррозии рекомендуется подогревать заклепки в течение по меньшей мере 20 мин. до $510^{\circ}C$ и затем закалывать в достаточном количестве холодной воды.

Испытания на усталость при коррозии монокристаллов алюминия. Gough H. J. und Sorwith D. G. Aeron Research Commitee Rep. Mem. Nr. 1433 (1930), 30.

Монокристаллы алюминия подвергались испытанию на усталость на машине Stromeijera на скручивание. Результаты были распределены по 3 главным пунктам: 1) общая коррозия, 2) местная ограниченная коррозия 3) усиленная коррозия на плоскостях скольжения.

Последняя явилась причиной разрушения. Разрушение последовало при угле кручения $+15^{\circ}$ при 1 кг/мм^2 нагрузки после 25 700 циклов.

Заседание осенней сессии Института железа и стали и Института металлов в Лондоне от 12—15 сентября 1932 г.

Вступлением для научных дискуссий послужил доклад Mr. Gough'a, от Института металлов „Усталость металлов при коррозии“.

На сопротивление металла усталости при коррозии в сильной степени влияет химический состав, термическая обработка, холодная обработка и время; число циклов нагрузки и разъедающее влияние среды оказывают сильное влияние на процесс. После того как было установлено значение кислорода в явлениях усталости, оказывается возможным объединить результаты многочисленных несовместимых на первый взгляд наблюдений различных исследователей. Усталость при коррозии объясняется большею частью изменением микроструктуры.

Большое значение также имеет состояние защитной пленки. В настоящее время механизм явлений усталости при коррозии можно свести к определенному порядку химических и физических процессов, известных уже самих по себе.

Влияние воздуха на усталость металлов. Gough M. J. & Sopwith D. G. P. *Korrosion & Metallsch.* 8 Jahrg. 1932, № 12, S. 314.

Для того чтобы доказать, что воздушная коррозия влияет на усталость, был произведен целый ряд сравнительных испытаний в воздухе и вакууме с железом, цветными металлами и сплавами. Предел усталости повышается при испытаниях в вакууме по сравнению с испытаниями в воздухе. Таким образом, можно получить увеличение предела усталости у латуни 70/30 на 26%.

Подобного рода влияние не имеет места у медно-никелевых сплавов, а у стали только в очень небольшом размере. Влияние защитного слоя ланолина на предел усталости чрезвычайно ничтожно.

Об испытаниях на коррозию дуралюминиевых образцов в морской воде на Немецком море, производившемся в течение 2 лет. K. Z. Meissner. *Korrosion & Metallschutz.* 8 Jahrg., 1932, № 12.

Металлом для покрытия служил сплав алюминия с магнием и марганцем, без меди. Защитный слой был электроотрицательный по отношению к основному металлу и, следовательно, последний был защищен также и электрохимически.

Дуралюминиевые пластинки различных толщин и формы в течение 2 лет у Нордгерней подвергались влиянию воды Немецкого моря. Поставлено две серии; одна постоянно находилась в воде, другая подвергалась воздействию прилива и отлива.

Согласно результатам испытаний только самые тонкие пластинки 0,5 мм толщины (которые постоянно находились под водой) обнаружили коррозию основного металла и прочность их значительно понизилась. Пластинки одинаковой толщины, которые находились в воде только при приливе и отливе, не дали признаков коррозии на основном металле; был затронут только верхний защитный слой.

Долговечность более толстого материала, в особенности свыше 1 мм толщины, несомненно очень велика. Электрохимическая защита основного сплава посредством плакирования оказала такое сильное влияние, что коррозия на основном металле не появлялась, пока совсем не исчез защитный слой.

Кривые „потенциал — время“ P. P. Hoar & U. K. Evans. *Korr. & Metallsch.* 8 Jahrg., 1932, Nr. 12, S. 16.

Пленки, образовавшиеся на воздухе, имеют малое практическое значение, если не создаются условия, которые вследствие образования соответствующих продуктов коррозии ведут к исправлению слабых мест пленки. Кривые „время-коррозия“ дают некоторые указания на защитный или незащитный характер продуктов коррозии.

Авторы разработали новый метод для получения кривых „потенциал—время“ на определенных местах металлической поверхности; этот метод основан на применении полосы фильтровальной бумаги, опущенной в электролит, которая касается исследуемых мест металла. Таким образом, можно сделать некоторые заключения о состоянии пленки окислов; подъем кривой означает восстановление, падение кривой — разрушение пленки окислов. У стали и железа обнаруживается сначала быстрое падение потенциала в растворах хлоридов и сульфидов, тенденция к разрушению защитной пленки на шероховатых местах больше, чем на гладких. В растворе фосфата наблюдается сначала подъем кривой, что указывает на восстановление защитного слоя. Жидкости, которые содержат в достаточном количестве хроматы, также проявляют тенденцию к восстановлению слоя; как правило, это достигается скорее в растворах сульфатов, чем в растворах хлоридов.

Восстановление слоя окиси легче происходит у чистого железа, чем у стали. Образцы чистого железа, обработанные раствором хроматов и затем погруженные в раствор сульфата, показывают сначала высокий потенциал, затем следует внезапное падение. В растворах хлоридов при испытании со сталью, обрабатываемой также раствором хромата, падение кривой происходит гораздо быстрее.

О влиянии величины зерна на свойства и устойчивость против коррозии стали 18-8 для применения при высоких температурах. Newell H. D. Trans. Amer. Soc. Steel Treating. 13/1932/673/751.

Испытание влияния повторного нагрева при 650°C на устойчивость против коррозии в разбавленной H_2SO_4 и в растворе Штраусса (10% H_2SO_4 , 10% CuSO_4). Грубое зерно и более высокое содержание С благоприятствуют межкристаллитной коррозии.

ТЕХНОЛОГИЯ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ.

Регулируемая атмосфера при отжиге и сварке. (Controlled Atmospheres for Annealing welding). I. F. T. Berliner, Metal Progress, т. 21, апрель 1932, стр. 39—43.

Инертная и восстановительная атмосферы при отжиге, удалении окалин, автогенной резке, сварке и пайке может быть экономично получена при помощи прибора, сконструированного Du Pont Ammonia Corp. для диссоциации жидкого аммиака в присутствии катализатора. Диссоциатор имеет высоту в 3 фута и диаметре 14" и подает 400 фут³ газа (75% H_2 ; 25% N_2) в час, без особого обслуживания его со стороны экспериментатора. Если требуется атмосфера чистого N_2 , водород сжигается и удаляется в виде H_2O при помощи добавочного приспособления. 100 фун. (анг. ф.) баллон жидкого NH_3 дает чистый N_2 , эквивалентный содержанию 39 стандартных цилиндров сжатого N_2 . Стоимость прибора около 600 долларов.

Печи для непрерывного нагрева и нормализация листов. (Backenherdöfen zum kontinuierlichen Wärmen und Normalgeühen von Blehen). Stahl u. Eisen, т. 51, декабрь 31, 1931, стр. 1620—1622.

Описываются печи, сконструированные „Surface Combustion Co“, Toledo, Ohio.

Применение аммиака как источника водорода для процессов восстановления. (The Use of Ammonia gas as a Source of Hydrogen for The Production of Reducing Atmospheres). I. R. Gordon Canadian Chemistry & Metallurgy, т. 16, апрель 1932, стр. 101.

NH_3 синтезируется из N и H в присутствии катализатора при $400\text{—}500^{\circ}\text{C}$ и при давлении в 100—200 атм. Обратная реакция происходит очень быстро в присутствии катализатора Fe при 600°C и нормальном давлении.

Аппаратура состоит из кварцевой трубки, наполненной стальной стружкой и нагреваемой при 600°C в обыкновенной печи для сжигания,

Цех термической обработки на заводах „Lincoln“. Heat Treating Department of a Modern Manufacturing Plant). I. B. Nealey. Western Machinery World, т. 22, декабрь 1931, стр. 568—570.

Оборудование и методы, применяемые на автомобильных заводах „Lincoln“ являются примером самых современных технических достижений в этой области. В статье описываются и иллюстрируются различные печи и приборы для контроля температуры.

Успехи в практике литейного дела за вторую половину 1931 года. (Fortschritte des Giessereiwesens im zweiten Halbsjahr 1931). Hans Lungbluth & Paul A. Heller. Stahl und Eisen, т. 52, апрель 28, 1932, стр. 412, 414; май 5, 1932, стр. 446—448.

Сводка разделяется на отделы: 1) Литье и свойства чугуна, 2) Плавка, 3) Формовка и очистка, 4) Общий отдел. 76 референций.

Холодная штамповка, отжиг и полировка предметов из стали 18-8. (Forming, Annealing and Polishing of 18-8). Metal progress, т. 21, апрель 1932, стр. 44—47.

Описание оборудования и штамповки стали 18-8 по методу Lalance & Grafean Co, Woodhaven. Пресса, требуемые для этого материала, должны обладать тройной мощностью по отношению к применяемым для Fe и Cu. Смазка.

и очистка проводятся аналогичным способом, как и в случае Fe и Si, но отжиг стали 18-8 производится при помощи большого количества операций для предотвращения трещин. 5-минутный отжиг при 1050°C с последующим охлаждением на воздухе удовлетворительно удаляет напряжения. Протравка проводится горячим 10% HCl с последующим погружением в теплую 10% HNO₃. Отделка заключается в шлифовке на кругах (Muslin) с величиной зерна 60, 120 и 200 меш. 2200—2500 об/мин. Конечная полировка производилась при помощи „tripoli“ и „green rouge“.

Широкое распространение газовой цементации. Gas Carburising Processes Receive Wild Approval. Steel, т. 90, январь 4, 1932, стр. 162—163.

Развитие процесса непрерывной цементации занимает выдающееся место в практике термообработки в 1931 г. Применяются непрерывные печи. Большой интерес представляет развитие нефтяной цементации, при которой применяются ретортные печи, куда вводятся непрерывно капли нефти, образующие цементующий газ.

Увеличение твердости при помощи кислородо-ацетиленового пламени. (Die oberflächenhärtung mit der Acetylen-Sauerstofflampe). Zeitschr. f. Schweisstechnik, т. 21, декабрь 1931, стр. 199—294.

Новый метод, разработанный на заводах Deutsche Edelstahlwerke Krefeld и названный „Doppel Duro Verfahren“, направлен на увеличение твердости поверхности коленчатых валов. Плоское кислородо-ацетиленовое пламя нагревает вращающийся вал и нагретая зона немедленно закаляется в воде при $40—50^{\circ}\text{C}$. Глубина затвердевшего слоя зависит от скорости вращения (0,15—0,2 м в мин.) и доходит до 2—6 мм. Коробление отсутствует.

Свойства поверхности, структура и прочность цементированной стали в зависимости от термообработки. (Oberflächenbeschaffenheit, gefügeausbildung und Festigkeitseigenschaften von Einsatzstählen in ihrer Abhängigkeit von der Wärmebehandlung). H. Müller. Zeitschr. der Bayrischen Revisionsvereins, т. 36, март 15, 1932, стр. 45—47; март 31, 1932, стр. 61—65; апрель 15, 1932, стр. 78—79.

Эксперименты проводились с углеродистыми и Cr-Ni цементированными сталями. Результаты следующие. Излом, структура, а также прочность стали показали, что после цементации металл должен быть быстро охлажден, чтобы сохранить мелкозернистую сердцевину и избежать образования сетки цементита. Следует избегать слишком большой скорости охлаждения вследствие возможности возникновения внутренних напряжений. Последующий отжиг при 650°C не влияет на величину зерен, за исключением цементита, если он не слишком крупнозернист. Отжиг при 900°C приводит к мелкозернистой сердцевине. Структура цементированного слоя образца, отожженного при 900°C , зависит в большей мере от скорости охлаждения. Медленное охлаждение улучшает структуру. Методы обработки: 1) для сталей, предназначенных для нормальных требований, цементация, охлаждение (скорость соответствует размерам), отжиг при 650°C , закалка слоя, 2) для сталей, предназначенных для повышенных требований, цементация, охлаждение, закалка сердцевины со скоростью, предотвращающей развитие сетки, отжиг при 650°C . Закалка цементированного слоя.

Американские и другие стали для автомобильной промышленности. (American and Foreign Automotive Steel). T. H. Wickenden. Metal Progress, т. 21, март 1932, стр. 57—60.

Статистическое исследование свойств сталей, применяющихся в автомобильной промышленности. Сопротивление разрыву стали для коробки скоростей имеет меньшее значение, чем сопротивление износу поверхности и точечное разъедание коробки скоростей и зависит от повторных напряжений выше предела усталости при сжатии. Вследствие этого рекомендуется цементация коробок скоростей.

В неамериканской практике для коробок скоростей применяется самозакаливающаяся сталь следующего анализа: 0,30% C, 3,5% Ni, 1,50—1,75% Cr и 0,15—0,25% Mo. Прилагается таблица стандартных спецификаций Британской ассоциации инженеров.

Крупнозернистая рекристаллизация холодостянутых бесшовных труб из литейной стали. Über grobkörnige Rekristallisation nahtloser Röhre aus Flusstahle). A. Romp & S. E. Holweg. Die Röhrenindustrie, т. 24, июнь 4, 1931, стр. 133—135; июль 18, 1931, стр. 148—150; июль 16, 1931, стр. 172—173; июль 30, 1931, стр. 184—185.

Создание искусственной атмосферы в печи при помощи аммиака. John E. Haig. Heat Treating & Forging, т. 18, январь 1932, стр. 48—50; февраль 1932, стр. 124—127.

После перечисления источников H_2 и обсуждения процесса диссоциации NH_3 автор описывает простой и экономичный метод получения H_2 и N_2 . Жидкий NH_3 , испаряющийся при нагревании в газ, проходит через предохранительный клапан, в диссоциатор, состоящий из одной или более труб, включающих в себе катализатор, электрический обогреватель, термометр и наружный кожух с соответствующей термической изоляцией. NH_3 диссоциирует при помощи катализатора при $600^\circ C$ на H_2 , составляющий 75%, и N_2 , составляющий 25% по объему. Действие катализатора усиливается в диссоциаторе при прохождении через него во время подогревания потока H . Если желательно получить чистый N_2 , или газ с низким содержанием H_2 , то H_2 сжигается. Для просушки получающегося при этом продукта газ пропускается через охладитель, конденсатор и сушильные колонки. Стоимость производства H_2 этим способом меньше, чем 5 долларов (100 фт^3), а N — меньше, чем $2\frac{1}{2}$ доллара (100 фт^3).

Возникновение неметаллических включений в стали. (Über die Entstehung von nicht metallischen Einschlüssen im Stahl). F. Zatta, E. Killing u. F. Sauerwald. Kohle und Erz, т. 29, март I, 1932, стр. 64—66.

При изучении возникновения неметаллических включений в стали авторы проводили опыты по определению скорости, с которой включения, состоящие из огнеупорной глины и мартеновского шлака, попадают в стальную ванну. Кроме того, проводились опыты по исследованию возникновения включений, вызываемых процессом раскисления. Полученные результаты показывают, что скорость, с которой посторонние частицы попадают в стальную ванну, довольно большая, если они не присутствуют в виде маленьких флейков (флокенов). Скорость отделения посторонних включений довольно высокая, в особенности же когда последние коагулируют в довольно большие частицы. Частицы огнеупорной глины и мартеновского шлака исчезают из стальной ванны гораздо быстрее, чем это следует по закону Стокса. Быстрое движение внутри стальной ванны в сильной степени влияет на отделение. Несмотря на быстрое отделение можно видеть, что число включений уменьшается с увеличением температуры отливки.

Однако, это явление может быть также объяснено тем, что циркуляция внутри ванны в более холодной стали будет происходить более медленно. Отделение включений, которые являются продуктами процесса раскисления, занимает больше времени, чем отделение искусственных включений. Результаты последних испытаний показывают, что для того, чтобы получить правильные выводы, необходимо рассмотреть скорость химических реакций раскисления.

Полировка стальных нержавеющей листов. C. C. Snyder. Sheet Metal Worker, т. 23, февраль 19, 1932, стр. 80—94.

В этой статье подробно описаны различные типы кругов и материалов, применяемых для полировки и шлифовки нержавеющей стали „Enduro“.

Поверхностная закалка алюминивно-хромомолибденовых сталей. W. H. Cunningham & I. S. Ashbury. Heat Treating & Forging, т. 18, март 1932, стр. 178—179, 183; апрель 1932, стр. 248—250; Engineering, т. 132, октябрь 9, 1931, стр. 475—478, 485.

Эта статья была представлена на рассмотрение Института железа и стали Sm. Metals Al'loys, т. 2, декабрь 1931, стр. 309.

Исследование явления сегрегации в стали. J. H. Andrew & D. D. Howat. Journal Royal Technical College (Glasgow), т. 2, январь 1932, стр. 608—612, 613—620.

Были проведены испытания небольших слитков стали, содержащей значительное количество примесей. Из приведенных испытаний видно, что примеси стремятся всплыть на поверхность слитка, если сталь в течение долгого времени находится спокойной в расплавленном состоянии. Если металл перемешивается непосредственно перед затвердеванием, то явления сегрегации не происходит, показывая тем самым что в явлении сегрегации неравномерное затвердевание не играет той роли, как это обычно предполагают. Так называемые, растворимые примеси, например, Р и С при соединении с S делаются нерастворимыми в жидкой стали. На основании этих данных теория, по какой сегрегация в стальных слитках происходит благодаря неравномерному затвердеванию, рассматривалась и была признана недоказанной. Приводимые данные показывают, что концентрация примесей, обычно встречающихся в стальных слитках, происходит благодаря стремлению примесей всплыть наверх, в то время пока сталь находится в жидком состоянии. Предлагаемая теория сегрегации заключается в том, что жидкие и твердые включения, нерастворимые в стали, стремятся подняться на поверхность слитка исключительно благодаря их низкому удельному весу по сравнению со сталью.

Производство кованых валов. R. V. Wallace. Heat Treating & Forging, т. 18, февраль 1932, стр. 95—97, 101.

Прежде чем начать ковку валов, необходимо обеспечить такие условия, чтобы не было перегрева или пережога. Работа должна производиться в пределах пластичности, во избежание разрушения кристаллов и напряжений, возникающих при работе в области низких температур; конецковки проводить в критическом интервале, чтобы получить максимальное измельчение зерен. Так как точный контроль над теми или иными наиболее важными металлургическими элементами довольно труден, то окончательная ковка валов обычно требует специальной термической обработки, придающей валам большую крепость в работе. Эта обработка состоит в предварительной нормализации при температуре 150°C выше критического интервала, а затем повторной нормализации.

Обрабатываемость стали в зависимости от термической обработки, при испытании методом сверления по Кеер-Лорензу. (Beitrag zur Frage der Bearbeitbarkeit des schmiedbaren Eisens in abhängigkeit von seiner Wärmebehandlung unter Verwendung des Bohrverfahrens nach Keer-Lorenz) G. Gutderlet. 61 стр. Издатель: Formhold & Wendler, Leipzig 1931 г.

Механическая обрабатываемость пяти различных сталей была испытана методом сверления по Кипу (Кеер). Структура этих сталей изменялась путем 1) отжига при повышенных температурах, 2) закалки и отпуска при повышенных температурах и 3) сфероидизации перлита. После каждой из вышеупомянутых термических обработок были проведены следующие испытания: твердость по Бринелю, сопротивление растяжению, предел текучести, удлинение, сжатие площади поперечного сечения, вязкость в запиле, размер зерен, механическая обрабатываемость и обработка.

Обрабатываемость испытывалась по методу Кипа, по которому глубина сверления, указывающая обрабатываемость, достигается после 100 оборотов. Сопротивление обработке определялось путем измерения крутящего момента, передаваемого от сверла к куску, который должен быть просверлен.

Влияние окиси алюминия на обрабатываемость стали. (Influence de l'Alumine sur l'Asinage de l'Acier son Gosage). R. Collée. Chimie et Industrie, т. 25, специальный номер, март 1931, стр. 455—457.

Трудности, встречающиеся при сверлении сталей объясняются присутствием в стали Al_2O_3 .

Метод, применяемый для определения алюминия в стали, состоит из растворения образца в смеси крепких минеральных кислот, сплавления нерастворимого остатка с Na_2CO_3 , обработки HCl , отфильтрования SiO_2 , осаждения Al_2O_3 раствором As OH в виде фосфата после восстановления Fe при помощи $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$.

Дегазификация легких сплавов. (Degasifying of Light Metals). Chemical Age, т. 24, март 1931, стр. 208 — 210; Metalebörse, т. 21, апрель 4, 1931, стр. 631.

Различные исследования показали, что расплавленные легкие металлы могут быть частично освобождены от газов при введении хлора. Хлориды и тетрахлориды удаляют газ, не вызывая измельчения зерен. Только титан и тетрахлориды олова удаляют газ и уменьшают зерна. Тетрахлориды Si, Sn и С и Al хлориды, Fe хлориды и ацетиленовые тетрахлориды освобождают от газов сплавы Al—Si.

Влияние газов на металлы и влияние плавки в вакууме. (influence of gases in Metals and Influence of Melting in Vacuo). Wilhelm Rohn. Heraeus Vakuumschmelze A. G. (American Institute Mining & Metallurgical) Engineers Technical Publication, № 470, февраль 1932, 8 стр.

Удаления газов из металлов можно достигнуть тогда, когда в вакууме производится не только охлаждение расплавленных металлов, но и сама плавка. Испытание на удар показало, что вакуумная плавка улучшает физические свойства металлов.

Приготовление и применение синтетического песка. (Some Observation and use of Synthetic Sand). J. B. Wight. Transactions & Bulletin American Foundrymen's Association, т. 3, январь 1932, стр. 718 — 728.

Методы приготовления синтетического песка для формовки. См. Metals & Alloys, т. 2, август 1931, стр. 150.

Влияние холодной прокатки на старение дуралюмина. (Einfluss der Kaltverdrichtung auf die Aushärtung von Duralumin). K. J. Meissner. Zeitschr. f. Metallk., т. 24, апрель 1932, стр. 88 — 89.

Влияние холодной прокатки после закалки. Холодная прокатка несколько препятствует процессу старения. Если прокатка проводится непосредственно после закалки, а через 4—6 час., старение металла не нарушается.

Современные литейные заводы для легких отливок. Заводы Джона Харпер и К°. (The Works of John Harper & Co., Ltd., Willenhall). Iron & Steel Industry, т. 5, октябрь 1931, стр. 9—11.

Описание призываемой наилучшей схемы расположения.

Полировка алюминиевых изделий массового производства. (Polieren von Aluminiummassenware). Die Giesserei, т. 19, апрель 29, 1932, стр. 163.

Изделия помещаются во вращающийся барабан, где они подвергаются действию стальных шариков с соответствующим составом для полировки. Хорошим составом для полировки является следующий:

3 ч. кварца или пемзы,	1 ч. окиси железа,
2 „ вазелина,	5 „ полиров. углекислого кальция (Vienna).
$\frac{1}{2}$ „ воска,	

Чтобы получить хорошую гладкую поверхность, изделия прежде всего должны быть протравлены в NaOH или в специальной жидкости для травления.

СВАРКА.

Магнитное влияние на электрическую сварку. J. E. Kennard. The Welder, т. 3, февраль 1932, стр. 27—28.

Шипение и прерывание электрической дуги происходит очень часто и, главным образом, благодаря магнитному влиянию. При прохождении тока через электрод, дугу и материал образуется магнитное поле, при чем направление магнитного поля зависит от направления тока. Влияние магнитного поля может быть в значительной степени уменьшено путем правильного расположения плит или поперечных кусков стали, чтобы создать лучшие условия магнитного сопротивления на пути магнитных силовых линий и получить более устойчивые условия сварки.

Газовая сварка в самолетостроении. (Die Autogenschweissung im Flugzeugbau). H. Halberli. Zeitschrift für Schweisstechnik, т. 21, март 1931, стр. 54—58.

Здесь подчеркивается та экономичность и гибкость конструкции самолетов, которая достигается благодаря газовой сварке. Сравняются различные типы соединения частей конструкции, при чем для газовой сварки предсказывается большая будущность в самолетостроении.

Газовая сварка как метод постройки самолетов системы Фоккер. (Das autogene Schweißen aus Konstruktionsmittel im Fokker, Flugzeugbau. H. Leibert. Zeitschrift für Schweisstechnik, т. 21, октябрь 1931, стр. 228—238.

Во введении дано историческое обозрение применения Фоккером сварки при конструировании своих аэропланов. Здесь подробно рассмотрен и хорошо иллюстрирован как сваренный фюзеляж в целом, так и отдельные сваренные детали, как например, шасси, руль поворота и т. п. Далее подвергаются всесторонне обсуждению те затруднения, которые возникают при сварке тонкостенных труб, труб различных размеров и при испытаниях. Суммируются все предосторожности которые следует применять при подобной сварке. При обсуждении наиболее подходящего материала, указывается на значение предела текучести и свариваемости. Упоминается об испытании сваренных деталей самолета и уделяется внимание сварке цветных металлов и сплавов, употребляемых также в конструкциях самолетов. При некоторых предосторожностях электрон может свариваться, в то время как при сварке Al возникают некоторые затруднения в отношении прочности. Cu, латунь и бронза обычно паяются. Преимущество сварки, применяемой в самолетостроении, суммируется следующим образом: незначительный вес, простота и гибкость конструкции, неограниченные возможности ремонта, низкая стоимость благодаря массовому производству.

Металлографическое исследование дуговой электрической сварки. Metallographische untersuchung von Lichtbogenschweissungen. H. Hanemann u. A. Hilbert. Electroschweissung, т. 3, июнь 1932, стр. 101—108.

В этой статье описываются результаты металлографических исследований сварки V и X при сварке шести стальных пластин (C 0,06—0,50%) тремя типами непокрытых электродов.

Микроскопическое исследование особенно ярко подчеркивает влияние нагрева на размер зерен, образование пор и структурную однородность места сварки.

Также были проведены и механические испытания. В среднем место сварки всех образцов показывает одну и ту же прочность на разрыв, как и сама пластина.

Однако, вязкость в запиле всех образцов значительно понижается и равняется не больше чем 10% вязкости не сваренной пластины.

Сварка нержавеющей сталей. Bull. N. und Jomiser L. Brown Beryleys Nr. 5

Описываются различные методы сварки в применении к нержавеющей сталям. При газовой сварке опасность состоит в науглероживании или окислении мест сварки, что ведет к понижению устойчивости против коррозии. Механические свойства, в особенности устойчивость против коррозии нержавеющей сталей, изменяются при сварке. После сварки требуется протравка для удаления окалины.

От стационарного к передвижному оборудованию для точечной сварки. (Von der stationären zur freibeweglichen Punktschweisseinrichtung). K. Ruppin. Schweizerische Technische Zeitschrift, т. 29, февраль 11, 1932, стр. 80—82.

Точечная сварка электрическим сопротивлением представляет некоторую трудность, когда свариваемые части больших размеров. Для избежания этих трудностей сконструирован прибор для, так называемой, двойной точечной сварки. При этом методе два электрода применяются рядом, а не один против другого. Процесс иллюстрируется практическими примерами.

Новый ускоренный процесс точечной сварки. (New Process cabell schot Weldung). Industry and Weldung, т. 3, апрель 1932, стр. 19.

При сварке листов нержавеющей стали выделение Cr в местах сварки вызывает коррозию в этих точках. Явление это было избегнуто методом точечной сварки (Edw. G. Budd Mfg. Co) при очень высокой температуре. Это ускорило процесс настолько, что сварка происходила до выделения Cr. Замыкался ток силой в 1200 А на промежуток времени от 0,01 до 0,001 сек., время достаточно короткое для предотвращения изменений в металле. (Прим. ред. Непонятно, о каком „выделении хрома“ идет речь).

Новая многопламенная горелка для сварки. Повышение скорости сварки на 50%. (Der neue Mehrflammenbrenner Keel, Eine 50% ige Erhöhung der Schweissgeschwindigkeits). C. F. Keel. Zeitschr. f. Schweissttechnik, т, 21, февраль 1931, стр. 26 — 38.

Многопламенная горелка дает 1 — 3 отдельные струи пламени для предварительного нагрева свариваемого материала, для самой операции сварки и для предварительного нагрева электрода. Преимущества следующие: повышение скорости сварки более высокая температура сварки и уменьшение размеров сварных швов. Пределом для однопламенной горелки является 100 л ацетилена на лист толщиной в 1 мм, тогда как подача газа для многопламенной горелки может составить 130 — 160 л C_2H_2 . Для листов 2 — 10 мм рекомендуется двухпламенная горелка, а больше чем для 10 мм, — трехпламенная. Скорость сварки увеличивается на 50%.

Потребление газа не намного меньше, но коробление листов слабее выражено и сварной шов более высокого качества. Новое оборудование особенно удобно для сварных швов в накладку и вертикальных листов. Швы производятся как горизонтальные, так и вертикальные.

Сварка электросопротивлением по методу Budd. (Resistance Welding Budd Bodies). D. I. Rahn. Welding, т, 2, декабрь 1931, стр. 802-83-807.

Описание точечной сварки заводов Budd Manufacturing Plant. Удобная конструкция электродов дает возможность сваривать труднодоступные части.

Успехи в области техники сварки в первой половине 1931. (Fortschritte in der Schweissttechnik im ersten Halbjahr 1931). W. Lohmann & E. H. Schulz. Stahl und Eisen, т, 52, март 3, 1932, стр. 220—223.

Библиографическая сводка разделяется на отделы: 1) Влияние материалов, 2) Методы сварки, 3) Методы испытаний, 4) Свойства сварных швов, 5) Поведение сварных швов в процессе сварки, 6) Проблемы методики процесса сварки и 7) Экономические проблемы.

Металлографическое исследование швов электрической сварки. (Metallographische Untersuchungen von Electroschweissverbindungen) E. J. Horpe. Elektroschweissing, т, 3, апрель 1932, стр. 72.

В статье суммированы результаты испытаний сварки проф. Патона, Киев, СССР. Основные пункты исследования: 1) влияние перегрева при сварке на структуру и изменение механических свойств основного металла, 2) глубина перегретой структуры основного металла, 3) изменение сварных швов под нагрузкой и 4) дефекты сварных швов.

Точечная сварка нержавеющей стали, применяемой в самолетостроении. Carl Dé Ganahl. Jourhal American Wilding Society, т, 11, апрель 1932, стр. 60 — 62.

Настоящая статья представлена на рассмотрение годичного собрания Американского о-ва по сварке в Нью-Йорке, состоявшегося в апреле 1932 г. Подвергнутая холодной прокатке полоса 18-8, обладающая сопротивлением разрыву в 122,5 кг/мм² и удлинением в 10%, превращается при помощи точечной сварки в авиоматериал. Выпадение карбида предотвращается тщательным регулированием давления электродов, тока и времени прохождения тока.

Сварка алюминиевых сплавов расплавлением. Wm. Rogerson. Industry and Welding, т, 3, апрель 1932, стр. 24-30; май 1932, стр. 22-26, 32.

Наиболее распространенным способом сварки алюминия и его сплавов является кислородо-водородный или кислородо-ацетиленовый способы.

Описывается потребное для этого метода оборудование. Огромное значение имеет правильный выбор флюса. Он должен обладать нижеследующими свойствами: должен плавиться при температуре немного более низкой, чем температуры плавления Al; в расплавленном состоянии он должен быстро растворять или разрушать окись Al, с которой он приходит в соприкосновение; удельный вес расплавленного флюса, содержащего окись Al, должен быть настолько меньше удельного веса расплавленного Al, чтобы он мог быстро подняться, вынося на поверхность сварки все примеси. Он должен быть стойким в условиях температурных влияний и не должен портиться от времени или слишком расплываться. Подробно объясняется способ употребления флюса, нужные размеры электродов, подача пламени и приготовление швов. В ч. 2 указывается на то внимательное отношение, которое должно уделяться сварке для того, чтобы она могла быть выполнена успешно, не искажая первоначальной формы детали. Даются указания относительно чистки и отделки места сварки. Обсуждается дуговая сварка Al и подготовка материала и электродов для сварки.

Тиратрон — регулятор аппаратов, применяемых для сварки сопротивлением. Martin, Ir. Welding, т. 3, май 1932, стр. 293—295; июнь 1932, стр. 361—363, 366.

Автор описывает общую теорию и характеристики тиратроновых трубок, а также применение их к сварке сопротивлением.

При помощи монтажной схемы автор объясняет работу тиратроновых трубок, применяемых в качестве регулятора тока при сварке сопротивлением. Осциллограммы изображают полученные результаты.

Механические и физические свойства сварки. J. H. Patterson. The Welder, т. 3, февраль 1932, стр. 6—10.

Вредное влияние кислорода и особенно азота при сварке, когда она производится при помощи непокрытых электродов, изображено кривыми, полученными на основании испытаний, произведенных несколькими лицами; чтобы избежать вредного влияния, теперь обычно употребляются покрытые электроды. В таблице приводятся механические свойства сварок, произведенных при помощи различных покрытых электродов.

Гранулированный алюминиевый припой. Kostosky L. Hausz. Vereinigte Aluminium Werke u. Erfwerk Alum, 4/1932, 73/4.

Автор описывает гранулированный твердый алюминиевый припой, который плавится при 540°C и который годен для „косвенной“ спайки при применении горелки Бунзеиа или электрической печи.

Применение алюминиевых и магниевых сплавов для современных конструкций. Cuzzoni, G. Metallurgia Italiana, 23 (1931), 1146/61.

Обзор.

Алюминиево-кремниевые сплавы как материал для поршней. Engineering, т. 133, февраль 5, 1932, стр. 172—173.

Описание различных свойств Al-Si сплавов, пригодных для поршней. Правильная термическая обработка может увеличить твердость по Бринелю от 80 до 125. Высокая теплопроводность, низкий удельный вес (который является самым низким из всех сплавов, имеющих производственное значение) и очень низкий коэффициент линейного расширения этих Al сплавов являются для материала, предназначенного для поршней, чрезвычайно благоприятными свойствами.

Новый легкий сплав. Engineering, т. 158, январь 15, 1932, стр. 70.

Новый сплав называется „MGZ“ и выпущен фирмой Джемс Бут и К^о (James Booth and C^o Ltd) в Бирмингеме, Англия.

Основа сплава Al с добавками Mg и Mn. Точный состав не приводится. Основные физические свойства этого сплава следующие: уд. в. 2,63, температура отжига 380°C , температураковки $400—420^{\circ}\text{C}$, предел утомляемости $\pm 14,9—19,1$ кг/мм², твердость по Бринелю 90—115, сопротивление удару 11,4 ккал/см².

Так как металл не может быть подвергнут термической обработке, изменения прочности достигаются вариациями холодной обработки. Сплав обладает большой вязкостью, легко деформируется и так как он не содержит Cu, то его можно сваривать. Он не корродирует в морской воде и влажной атмосфере, и совершенно не подвержен интеркристаллитной коррозии (см. также *Metals & Alloys*, т. 2, октябрь 1931, стр. 238—239).

ЛАБОРАТОРИИ И ЛАБОРАТОРНАЯ ТЕХНИКА.

Изготовление термопар при помощи электролитического покрытия. (Construction of Thermo-Elements by Electrodeposition). H. Kersten & R. Schaifert. *Review of scientific Instruments*, т. 3, апрель 1932, стр. 189—195.

Обычный метод изготовления термопар путем соединения двух металлов пайкой или сваркой заменяется соединением металлов при помощи электролитических покрытий. Приводятся составы ванн для покрытия Co, Ni, Cu, Cd, Fe, Ag и латуни. Метод этот может также применяться для последовательного соединения, например, при изготовлении болометров термостолбиков. Преимущества этого метода заключаются в том, что отсутствует необходимость спаивания большого количества тонких проволок, масса соединения может быть доведена до минимума и главное, что эти соединения выдерживают более высокую температуру, чем обычные спаи.

Применение термопар вольфрам-молибден. (Use of the Tungsten, Molybdenum Thermocouples). D. Bennie. *Journal Institute of Fuel* т. 5, февраль 1932., стр. 211; краткое содержание в *Electrical Review*, т. 109, декабрь 18, 1931, стр. 918.

Исследовались термопары W—Mo при измерениях высоких температур. В виду высокой точки плавления этих металлов соединения с трудом поддаются сварке. Затруднение это может быть избегнуто путем плотного скручивания конца одной проволоки вокруг другой. Термоэлектрическая кривая обладает приблизительно параболической формой. Предел полезного действия термопары лежит от 1200°C и выше. Верхний предел находится у точки размягчения огнеупорного материала печи. Хотя электродвижущая сила, образующаяся при 1600°C невелика, термоэлектрическая мощность оказывается больше $8\mu V$ на радус. Были построены кривые нагрева и охлаждения для образца железа Armco; точка плавления 1530°C. Даже после выдержки при температуре выше 1600°C электродвижущая сила не показала изменений ни в точке остывания железа, ни при превращении δ — γ при 1409°C. Части термопары, подверженные высоким температурам в атмосфере H_2 , в особенности W проволока, становились очень хрупкими и не могли подвергаться последующей холодной обработке. Рекомендуются высокосортные фарфоровые покрытия, непроницаемые для газов в окисляющей газовой среде до температуры в 1750°C.

Лаборатории Германской алюминиевой промышленности. (Die Laboratorien der Deutschen Aluminium erzeugenden Industrie). H. Roehrig. *Aluminium*, т. 14, январь 15, 1932, стр. 1—6.

Кратко иллюстрированное описание лаборатории Erftwerk и Lautawerk. См. также *Metals & Alloys*, т. 3, май 1932, стр. MA 142.

Металлургические лаборатории Канадской стальной К^о. (Metallurgical Laboratories of Steel Co of Canada). *Canadian Chemistry & Metallurgy*, т. 16, май 1932, стр. 142—143, 164.

Иллюстрированное описание.

Научно-исследовательские лаборатории Английской стальной корпорации. (English Steel Corporation, Limited), в Шеффилде. *Engineering*, т. 132, ноябрь 27, 1931, стр. 683—684.

Краткая иллюстрированная статья, описывающая лабораторное оборудование для химических анализов, металлографии и содержащая материалы по обследованию заводов и выполнению научно-исследовательских работ.

РАЗНЫЕ.

Циркониевые камни для металлургических печей. (Zirkonsteine für Metallurgische Öfen). W. Hermann. Feuerfest-Ofenbau, т. 7, октябрь 1931, стр. 146—147.

Способы преодоления недостатков циркона большой первоначальной стоимости и значительной хрупкости. Преимущества заключаются в высокой температуре плавления (3000°C), низком коэффициенте термического расширения ($3 \cdot 4 \times 10^{-7}$), малой теплопроводности и большом сопротивлении разрушениям от температуры и химическому воздействию. Приводится метод Мейера (Meurer) для коммерческого производства ZrO .

Металлы, применявшиеся при постройке дирижабля „Акрон“. (Many Metals used in Navy Dirigible Akron). Iron Age, т. 128, ноябрь 5, 1931, стр. 1173—1221.

Кроме Al и его сплавов, преобладавших в конструкции дирижабля, применялись также сплавы черных металлов и др. Пользовались сплавами Ni , Cr , Mo . Выхлопные трубы изготовлялись из нержавеющей стали. Немагнитные стальные сплавы служили для частей, окружающих аппараты управления. Различное оборудование изготовлялось из обыкновенной углеродистой стали. Вентиляционные и нагревательные трубы из алюминия. Вес электрического оборудования был доведен до минимума благодаря применению Al и его сплавов.



СОДЕРЖАНИЕ

I. Статьи:

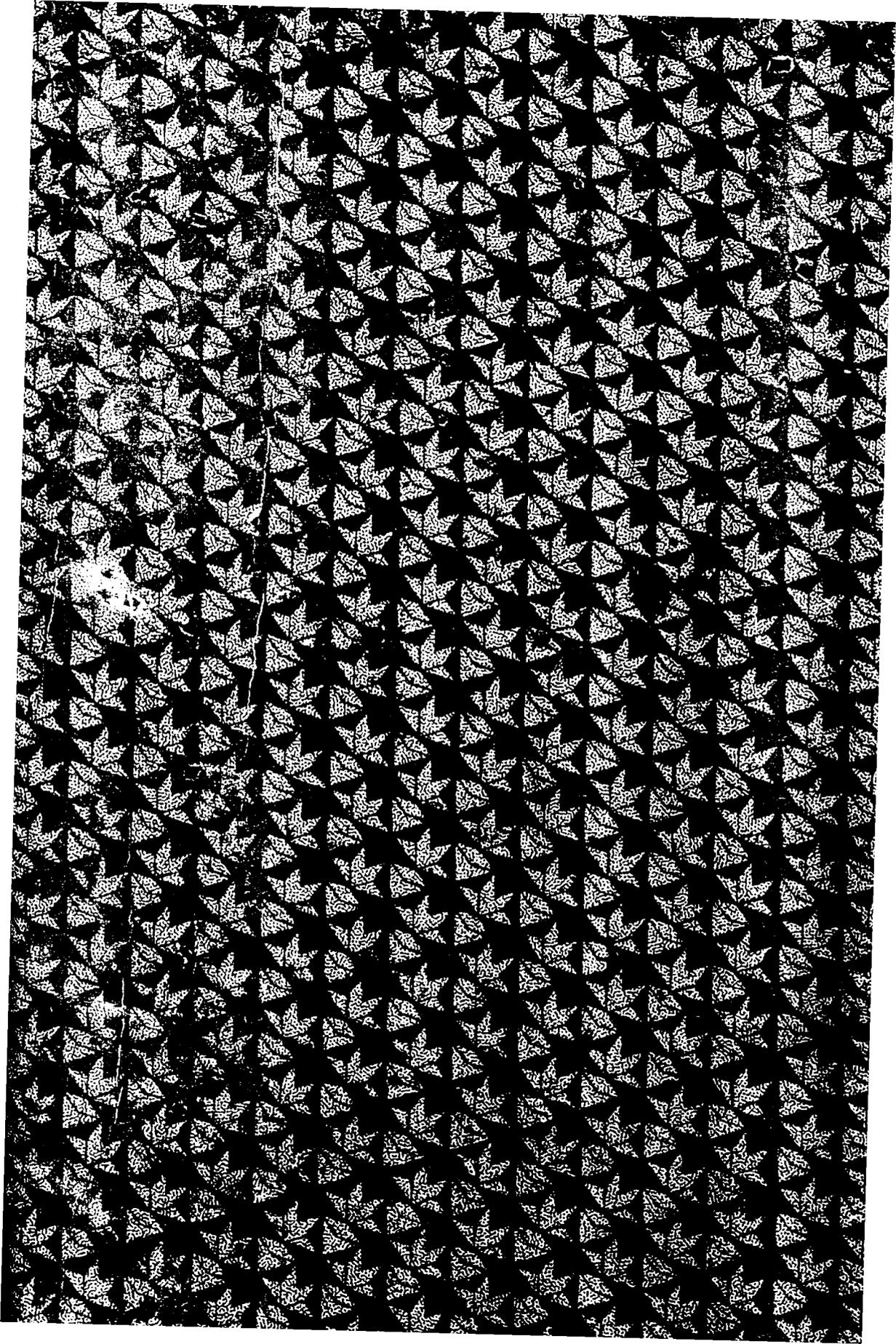
	Стр.
Конторович И. Е. Механические качества хромоалюминиевомолибденовой стали	3
Конторович И. Е. Производственная инструкция по азотизации специальных сталей.	8
Конторович И. Е. и Вепринский Д. И. Замена хромоникелевых сталей хромистыми	15
Борздыка А. М. Жароупорные кобальтовые стали	20
Жалненкова А. С. Определение азота в нитрированных сталях	33
Газезьян А. Н. Большие увеличения в практике металлографической работы	35

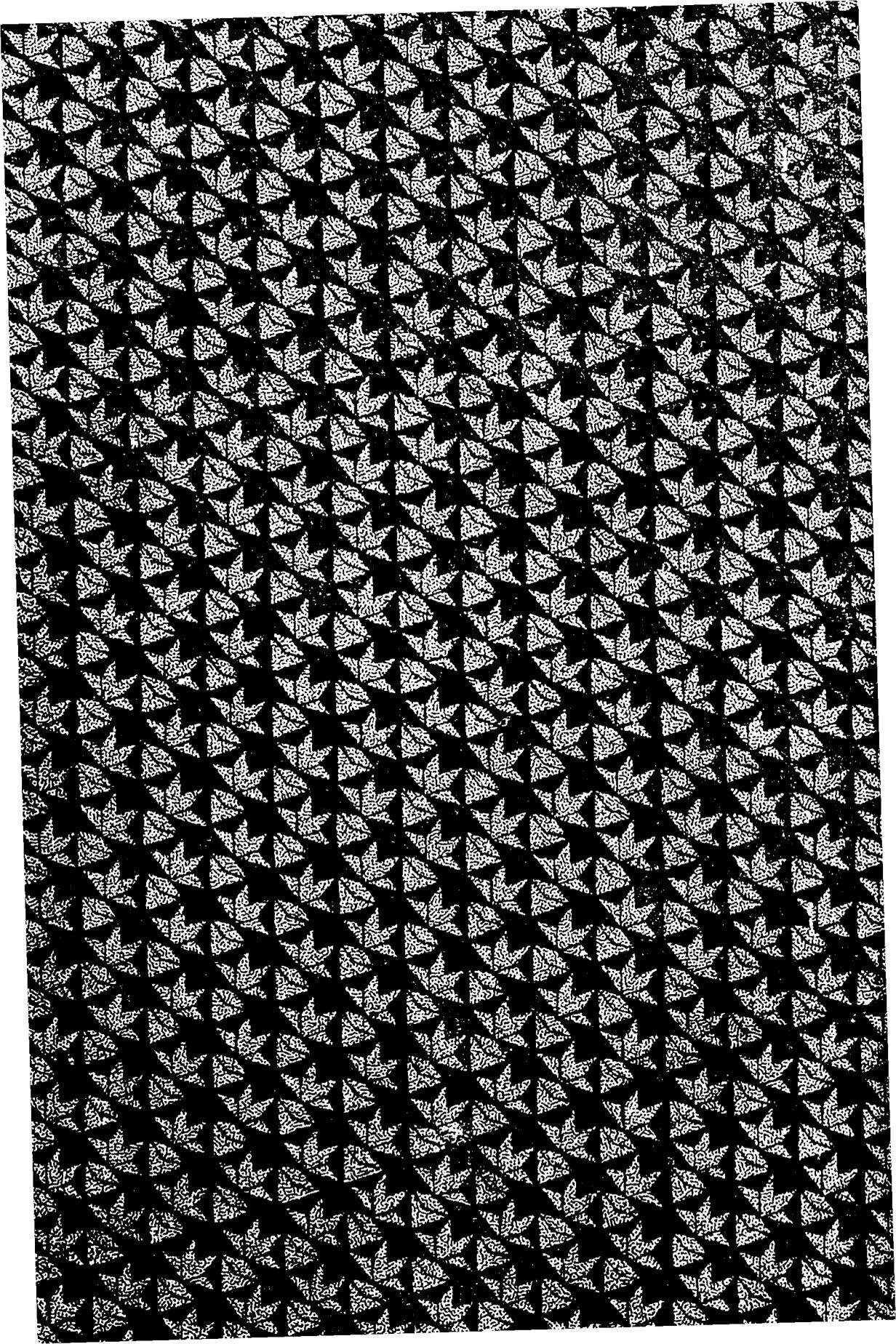
II. Обзоры:

Крениг В. О. Рефераты	57
Шишков П. П. Стали хромансиль	63
Сапожников А. Н. Работы по определению окиси алюминия в алюминии и в его сплавах	68

III. Аппендици:

Физика металлов	71
Металлография, физические и физико-химические свойства металлов и сплавов	74
Коррозия металлов	80
Технология железных сплавов	86
Технология цветных сплавов	90
Сварка	92
Лаборатории и лабораторная техника	94
Разные	95





1933