

П-163
Кир
Фар

АКАДЕМИЯ НАУК СССР
УРАЛЬСКИЙ ФИЛИАЛ

ТРУДЫ ИНСТИТУТА ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ

Выпуск 8

ПРОБЛЕМА ПЕРЕГРЕВА СТАЛИ

*Сборник статей лаборатории Уралмашзавода и лаборатории
диффузии УФАН*

ИЗДАТЕЛЬСТВО УРАЛЬСКОГО ФИЛИАЛА АКАДЕМИИ НАУК СССР
СВЕРДЛОВСК • 1946

П. 163

А К А Д Е М И Я Н А У К С С С Р
У Р А Л Ъ С К И Й Ф И Л И А Л

6.68
1971

ТРУДЫ ИНСТИТУТА ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ

Выпуск 8

ПРОБЛЕМА ПЕРЕГРЕВА СТАЛИ

*Сборник статей лаборатории Уралмашизавода и лаборатории
диффузии УФАН*

ИЗДАТЕЛЬСТВО УРАЛЬСКОГО ФИЛИАЛА АКАДЕМИИ НАУК СССР
СВЕРДЛОВСК • 1946

ПРЕДИСЛОВИЕ

Предлагаемый сборник содержит ряд работ лаборатории диффузии Уральского филиала Академии Наук СССР и лаборатории Уральского Ордена Ленина и Ордена Трудового Красного Знамени Завода Тяжелого Машиностроения, посвященных проблеме перегрева стали и методам его исправления. Исследования были проведены в годы Отечественной войны, в связи с задачами борьбы с браком по перегреву стали в производстве УЗТМ.

Впервые вопросы, рассматриваемые в настоящем сборнике, ещё в довоенный период освещались в ряде работ лаборатории Металловедения УФАИ, проводившихся под руководством К. А. Малышева, частью совместно с лабораторией крупнейшего уральского предприятия — Челябинского тракторного завода им. Сталина¹.

По существу, весь этот комплекс работ посвящен изучению двух видов пороков стали, связанных с перегревом: нафталинистого и камневидного изломов, каждый из которых неблагоприятно отражается на механических свойствах и в ряде случаев приводит к забракованию ответственных изделий. Каждый из упомянутых пороков является следствием перегрева, чаще всего допущенного при горячей механической обработке стали, сохраняющимся несмотря на последующие операции нормальной термической обработки, которая сопровождается фазовой перекристаллизацией. Важнейшую особенность состояний сталей, характеризующихся нафталинистым и камневидным изломами, в этом случае составляет фактическая мелкозернистость и вполне удовлетворительная микроструктура. Вместе с тем сталь дает крупнозернистый излом, иногда почти не отличающийся от излома перегретой стали, не подвергавшейся никаким исправляющим обработкам и, соответственно, пониженные механические свойства.

Что касается нафталинистого излома, то именно указанное обстоятельство отличает его от аналогичного порока, часто наблюдающегося при повторной закалке быстрорежущей стали, где дело идет о так называемом аномальном росте зерна аустенита при вторичном нагреве, т. е. о фактической крупнозернистости, естественно проявляющейся в крупнокристаллическом изломе. Вместе с тем нужно иметь в виду, что нафталинистый излом быстрорежущей стали, наблюдающийся после отжига кованых заготовок или закаленного инструмента, полностью соответствует тому виду порочных изломов, который рассматривается под этим названием в настоящем сборнике.

Мы считаем необходимым особенно подчеркнуть здесь, что сущность вопроса о нафталинистом изломе, как особом виде пороков, связанных с перегревом, заключается именно в появлении крупнокристаллического излома, несмотря на фактическую мелкозернистость, приобретенную в результате исправляющих структуру обработок; несколько отличная трактовка этого вопроса, которую читатель найдет в помещаемых ниже работах Лаборатории УЗТМ, может, на наш взгляд, повести к известным недоумениям, при анализе всего опубликованного материала.

¹ Труды ИФМ УФАИ, вып. 9.

Оживленная дискуссия, имевшая место на ряде совместных совещаний, в которых приняли участие, помимо указанных выше лабораторий, также лаборатория Металловедения Уральского Института черных металлов и кафедра термической обработки Уральского Индустриального института, позволила выяснить и другое более принципиальное расхождение мнений, касающихся природы камневидного излома. В то время, как одна группа исследователей (К. А. Малышев, В. И. Архаров, С. Г. Гутерман) связывает появление устойчивого камневидного излома с изменением состояния на границах аустенитных зерен, наступающим на определенной ступени перегрева, и т. о. считает этот вид пороков излома принципиально отличным от нафталинистого излома, обусловленного текстурой кристаллической решетки, другая группа исследователей (М. П. Браун, П. Е. Воронов), напротив, рассматривает их причинно связанными с возможностью взаимных превращений, по крайней мере, односторонних (переход нафталинистого излома в камневидный).

В соответствии с этим первая группа пытается раскрыть природу тех изменений на границах аустенитных зерен, которые ответственны за появление камневидного излома, предполагая выделение на границах пленок неметаллической фазы (К. А. Малышев) или обогащение поверхностных слоев кристаллитов горофильными примесями (В. И. Архаров), в то время как другая группа склонна приписывать появление и нафталинистого и камневидного изломов одной причине — повышенной газонасыщенности стали. Необходимо еще раз подчеркнуть, что в работах М. П. Брауна и П. Е. Воронова под нафталинистым строением стали понимается нечто иное, чем в работах В. И. Архарова и Н. А. Пятаде или К. А. Малышева, которые отчетливо разграничивают понятия «первичного» и «вторичного» нафталинистого строения.

Нужно надеяться, что публикуемые материалы будут полезны широкому кругу исследователей и технологов-термистов не только некоторыми непосредственными практическими указаниями методов борьбы с последствиями перегрева, но и послужат стимулом к дальнейшему изучению этой проблемы, исключительно интересной с теоретической и практической точек зрения.

В заключение нужно отметить, что содержание помещенной в этом сборнике работы В. И. Архарова «О роли поверхностных слоев кристаллов твердого раствора при термообработке поликристаллических материалов», конечно, выходит далеко за пределы вопроса о пороках излома, связанных с перегревом стали. В ней дана попытка с единой точки зрения подойти к анализу широкого круга явлений при термической обработке сплавов. Гипотеза о полиатомном характере поверхностного слоя кристалла, легированного какими-либо примесями, образующими с основным компонентом твердый раствор (с концентрацией монотонно изменяющейся в глубину), на которой автор базирует анализ разнообразных явлений и фактов, находится в полном соответствии с современной статистико-термодинамической концепцией о структуре твердых тел и представляет конкретизацию общих положений теории.

В связи с этой гипотезой возникает ряд вопросов о количестве и о влиянии оценок толщины поверхностного слоя с переменной концентрацией примеси, величин максимальной (или минимальной) концентрации на поверхности кристалла, о законе изменения концентрации в слое по глубине и т. п. В связи с этим эта весьма заманчивая гипотеза нуждается в скорейшей и широкой экспериментальной проверке. В том виде, как она дается автором, эта гипотеза может быть использована как плодотворная «рабочая гипотеза», объясняющая ряд закономерностей термической обработки поликристаллических материалов.

10 августа 1945 г.

Редакторы: Д-р физ.-мат. наук С. В. ВОНСОВСКИЙ И
Д-р техн. наук В. Д. САДОВСКИЙ И

ОТ АВТОРОВ

При освоении производства ответственных изделий в начале Отечественной войны Уралмашзавод встретил затруднения в борьбе с браком деталей по явлению перегрева их при горячей деформации.

В связи с этим перед Лабораторией Уралмашзавода возникла задача изучения вопроса склонности различных легированных сталей к ковочному перегреву и изыскания методов термической обработки, исправляющих перегретые изделия.

Представлялось необходимым подвергнуть изучению также и такие легированные стали, которые получили широкое применение лишь в период Отечественной войны и по которым, следовательно, не имелось сколько-нибудь обстоятельных исследований.

При изучении вопроса о склонности легированных сталей к ковочному перегреву лаборатория Уралмашзавода встретила с явлениями образования камневидного строения перегретой стали, возникающего в процессе дальнейшей термической обработки.

Разрешив задачу изыскания методов термической обработки, исправляющих в различной степени перегретую легированную сталь, лаборатория завода занялась изучением природы перегрева стали.

Более углубленное исследование проводилось совместно с Лабораторией диффузии Уральского филиала Академии Наук СССР под руководством д-ра техн. наук В. И. Архарова.

Таким образом, комплекс исследований был проведен совместно Лабораторией Уралмашзавода и Лабораторией диффузии УФАИ.

Работы проводились д-ром техн. наук В. И. Архаровым (УФАИ), инж. М. П. Брауном, П. Е. Вороновым, А. С. Орловой, Н. А. Пятаде, С. Т. Киселевым (Уралмашзавод).

Помещаемые в этом сборнике статьи были сданы в издательство в августе 1945 г.; выход сборника в свет задержался по причинам, не зависящим от авторов.

СКЛОННОСТЬ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ К ПЕРЕГРЕВУ ПРИ КОВОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

ВВЕДЕНИЕ

Хромоникельмолибденовая и хромоникельвольфрамовая стали (18ХНМА—18ХНВА) отличаются высокими механическими характеристиками и получили исключительно широкое применение в машиностроении. Существенным, однако, недостатком этих сталей является склонность к образованию перегретой структуры при нагреве под деформацию (ковку).

Перегрев хромоникельмолибденовой (вольфрамовой) стали может вызвать образование нафталинистого и камневидного строения стали и, как следствие, падение вязкости ее.

Склонность этой стали к перегреву не представляется еще достаточно выясненной. В отношении же перегретой до камневидного строения стали существует даже взгляд о невозможности исправить и вернуть в нормально-вязкое состояние хромоникельмолибденовую (вольфрамовую) сталь.

Хромокремнистая сталь (40СХ) в последние годы получила весьма большое применение в танкостроении. Эта сталь, равно как и хромомарганцевомолибденовая (38ХГМ), еще совершенно недостаточно изучена.

Настоящая работа преследовала следующие цели: а) изучение склонности высоколегированной хромоникельмолибденовой (вольфрамовой) стали, а равно менее легированной хромомарганцевомолибденовой и хромокремнистой стали к перегреву при ковочных температурах; б) изучение влияния различной степени перегрева на крепость и вязкость стали и выяснение режимов тепловой обработки, исправляющих перегрев стали.

1. ХРОМОНИКЕЛЬМОЛИБДЕНОВАЯ СТАЛЬ

1. Изучение условий перегрева стали

Материалом для исследования служила хромоникельмолибденовая сталь состава: С = 0,16%; Si = 0,26%; Mn = 0,41%; P = 0,029%; S = 0,021%; Cr = 1,58%; Ni = 4,48%; Mo = 0,25%.

Образцы сечением $\varnothing 60 \times 60$ мм были подвергнуты нормализации при температуре 930—950° в течение 3 час. после полного прогрева.

Затем образцы подвергались нагреву в нефтяной кузнечной печи до температур 1150—1400° и выдерживались в течение 20—100 мин. Охлаждение после перегрева производилось как на воздухе, так и в печи.

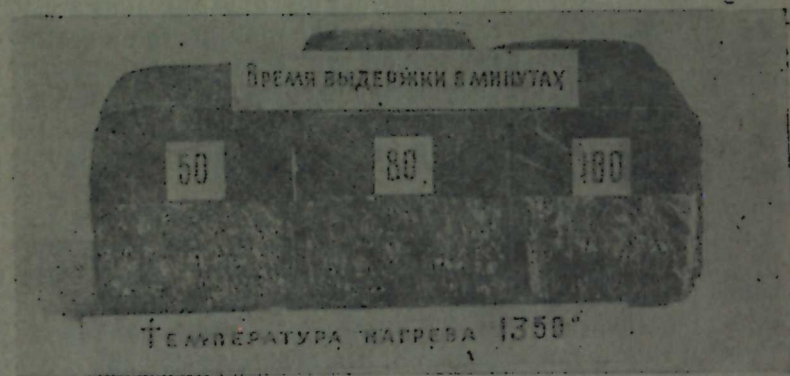
После охлаждения на образцах производился надрез для излома глубиной на $\frac{1}{3}$ сечения на расстоянии 70 мм от одного из концов.

Надрезанные заготовки ломались и производилось изучение излома. На фиг. 1, 2 и 3 представлены виды изломов заготовок после нагрева при различных температурах и различном времени выдержки; характеристики изломов сведены в табл. 1.

Из приведенных в табл. 1 данных вытекает, что явные следы перегрева в хромоникельмолибденовой стали при нагреве обнаруживаются, начиная с температуры 1250° при выдержке свыше 50 мин.



Фиг. 1. Вид изломов образцов стали 18ХНМА после нагрева при t-ре 1250°.



Фиг. 2. Вид изломов образцов стали 18ХНМА после нагрева при t-ре 1350°.



Фиг. 3. Вид изломов образцов стали 18ХНМА после нагрева при t-ре 1400°.

Более сильный перегрев с явно выраженным нафталинистым изломом наблюдается при температуре 1300° и выдержке 50 мин. С повышением температуры нагрева перегрев прогрессирует и при 1350° дает резко выраженный грубонафталинистый излом.

Таблица 1

Характеристика изломов стали после нагрева при различных температурах

№ пп.	t° нагрева	Продолжительность выдержки, в мин.	Вид излома
1	1150	50	Матовый, волокнистый, аморфный с мелкой блестящей пылью
2	1150	80	Матовый, волокнистый, аморфный с блестящими средней величины
3	1150	100	Матовый, волокнистый, в центре встречается очень мелкая блестящая пыль
4	1250	50	Матовый, волокнистый, имеется мелко-кристаллическая нафталинистая пыль (фиг. 1).
5	1250	80	То же, но нафталинистые блестящие крупнее
6	1250	100	Матовый, волокнистый, имеются участки нафталина
7	1300	50	Матовый, волокнистый с крупными явно нафталинистыми блестящими
8	1300	80	Матовый, волокнистый с явно выраженным нафталином
9	1300	100	То же
10	1350	50	Грубонафталинистый, крупнозернист. (фиг. 2)
11	1350	100	То же
12	1400	20	Матовый, волокнистый с явно выраженным нафталином (фиг. 3)
13	1400	50	Грубонафталинистый, крупнозернистый
14	1400	80	Грубонафталинистый с весьма крупными фасетками нафталина
15	1400	100	То же

Нагрев до температур порядка 1400° при выдержках 80 и 100 мин. приводит к развитию исключительно грубого нафталинистого излома с весьма крупными хлопьями нафталина, но пережога металла (охлавления) не наблюдается.

Изучение микроструктуры образцов показало, что характер структуры во всех случаях получается сравнительно одинаковым и структура состоит в основном из троостомартенита и незначительного количества феррита.

Для установления влияния степени перегрева на механические свойства стали из образцов после нагрева до 1150° (без перегрева) и до 1350° (с явным перегревом с выдержкой 80 мин.) были изготовлены разрывные образцы $\varnothing 10$ мм и ударные Менаже $10 \times 10 \times 60$ мм. Результаты механических испытаний образцов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты механических испытаний образцов стали без перегрева и с перегревом

t° нагрева	Механические характеристики				
	σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²
1150	111,7	97,4	13,6	37,3	12,0
1150	111,0	98,3	12,0	36,6	13,2
1150	112,3	96,1	13,6	42,0	13,0
1150	112,1	98,3	12,0	36,0	12,0
1350	106,0	100,0	4,0	6,0	1,2
1350	102,3	98,6	2,4	2,0	1,5
1350	106,0	98,3	2,6	1,0	1,5
1350	108,6	97,1	3,0	7,0	1,5

Результаты испытаний показали, что после перегрева образцов при температуре 1350° вязкие свойства стали — статическая и динамическая вяз-

кость — весьма резко падают и особенно резко снижаются относительно поперечное сжатие и ударная вязкость (в 8—10 раз).

Таким образом, перегрев стали наиболее хорошо выявляется при изучении ее вида излома и вязких характеристик.

Контроль же характера микроструктуры в этом случае не представляется достаточно удобным и надежным.

2. Исправление перегретой стали и образование камневидного излома

Изучение исправления перегретой стали было проведено на образцах \varnothing 60 мм, прошедших нагрев при 1250, 1300, 1350 и 1400° в течение 80 и 100 мин.

Для сравнения характера изломов микроструктуры и механических характеристик параллельно были подвергнуты закалке и отпуску образцы без перегрева (прошедшие нагрев при 1150° с выдержкой 20 мин.).

Режимы термической обработки представлены в табл. 3.

Таблица 3

Режимы термической обработки для исправления перегретой при различных условиях стали

t° нагрева металла	Режим исправляющей термообработки				
	Индексы	Операция	t°	Выдержка, час.	Охлаждающая среда
1150	А	1. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		2. Отпуск	190	3	Воздух
1250	Б	1. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		2. Отпуск	190	3	Воздух
1300	В	1. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		2. Отпуск	190	3	Воздух
1350	Г	1. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		2. Отпуск	190	3	Воздух
1400	Д	1. Нормализация	930	3	Воздух
		2. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		3. Отпуск	190	3	Воздух
	Е	1. Гомогенизация	1050—1100	8	Воздух
		2. Нормализация	930	3	Воздух
		3. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		4. Отпуск	190	3	Воздух
	З	1. Гомогенизация	1050—1100	12	Воздух
		2. Нормализация	930	3	Воздух
		3. Закалка	850	1 ¹ / ₂	Масло
		4. Отпуск	190	3	Воздух

Характеристика изломов образцов, термически обработанных по указанным режимам, приведена в табл. 4.

На основании данных, приведенных в табл. 4, можно сделать следующие выводы:

1. Хромоникельмолибденовая сталь, перегретая при температуре 1150°, после термообработки дает матовый, слегка волокнистый излом.

2. Сталь, нагретая при температуре 1250 и 1300°, после закалки с температуры 850° в масле и отпуска в изломе сохраняет следы перегрева в виде мелкой сыпи нафталина.

3. Будучи перегрета при температуре 1350° в течение 80—100 мин., т. е. до состояния грубонафталинистого излома, сталь после термообработки дает весьма грубый камневидный излом (фиг. 4).

4. После нормализации образцов, перегретых до состояния весьма грубонафталинистого излома с крупными фасетками нафталина (температура нагрева 1400°, выдержка 80—100 мин.) также обнаруживается весьма грубый камневидный излом. Закалка (после нормализации) камневидного излома не устраняет.

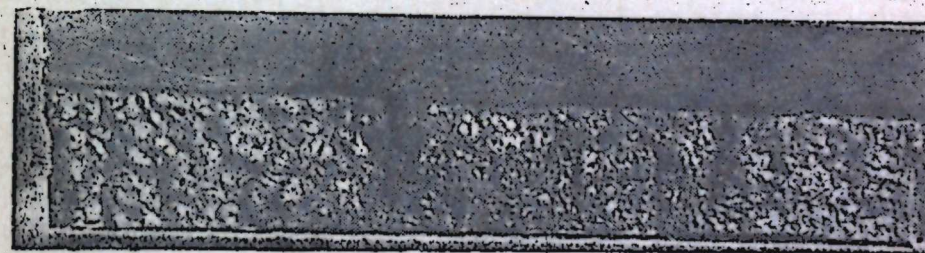
5. Образцы, перегретые до состояния грубонафталинистого излома, после гомогенизации в течение 8 час. в изломе сохраняют слабо выраженные

Таблица 4

Характеристика изломов образцов хромоникельмолибденовой стали марки 18ХНМА после различных режимов термообработки

Индексы	Вид излома	Индексы	Вид излома
А	Матовый, бархатистый, слегка волокнистый	Е	б) После гомогенизации и нормализации — матовый, волокнистый, с очень слабыми остатками камневидности
Б	Матовый, слегка волокнистый с еле заметными остатками нафталина	З	в) После гомогенизации, нормализации и закалки — матовый, волокнистый, с слабо выраженной мелкокристаллической блестящей сыпью
В	Матовый, слегка волокнистый с мелкой сыпью нафталина		а) После гомогенизации — матовый, волокнистый, с очень слабыми остатками камневидности
Г	Крупнокристаллический, камневидный	Е	б) После гомогенизации и нормализации — матовый, волокнистый, с слабо выраженной мелкокристаллической блестящей сыпью
Д	а) После нормализации — крупнокристаллический, камневидный		в) После гомогенизации, нормализации и закалки — матовый, волокнистый
	б) После нормализации и закалки — матовый, местами камневидный		
Е	а) После гомогенизации — матовый, волокнистый с слабо выраженными остатками камневидности		

остатки камневидности (фиг. 5). Последующая термическая обработка (нормализация и закалка) устраняет камневидный излом, но перегрева нацело не уничтожает, так как в изломе сохраняется мелкокристаллическая блестящая сыпь.



Фиг. 4. Камневидный излом образца стали 18ХНМА, образовавшийся после закалки образца с грубонафталинистым изломом.

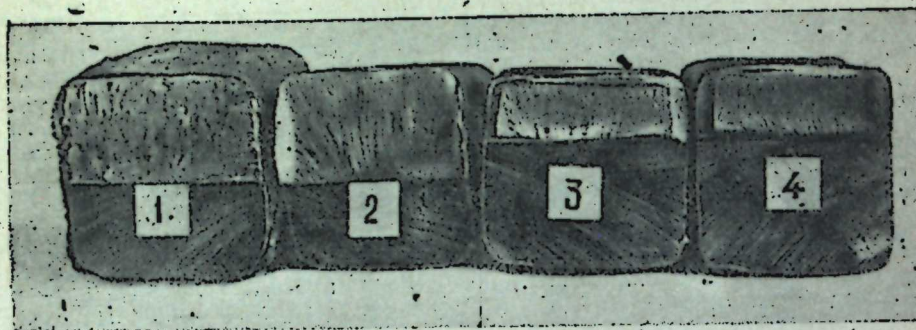
6. Резкий перегрев хромоникельмолибденовой стали (при 1350—1400°) может быть полностью исправлен гомогенизацией в течение не менее 12 час. с последующей нормализацией и закалкой.

Сравнительное изучение изломов образцов после различных вариантов термообработки (фиг. 6) показало, что закалка, а также нормализация с закалкой не устраняют перегрева и приводят к возникновению камневидного строения (камневидности).

Исправление перегрева может быть достигнуто только длительной гомогенизацией (не менее 12 час.), с последующей нормализацией и закалкой. Подобное явление наблюдалось также авторами на хромомарганцевомолибденовой стали марки 38ХГМ и заслуживает более детального специального изучения (см. ниже).

В табл. 5 представлены результаты механических испытаний образцов, изготовленных из термически обработанных заготовок (разрывные $d=10$ мм и $l=50$ мм и ударные типа Менаже $10 \times 10 \times 60$ мм; образцы вырезались на $1/3$ радиуса от поверхности заготовки).

Данные табл. 5 (стр. 13) показывают, что хромоникельмолибденовая сталь, нагретая до температуры 1150° в течение 80—100 мин., обеспечивает получение вполне удовлетворительных показателей механических свойств после закалки от температуры 850° в масле и отпуска при температуре 190° в течение 3 час.

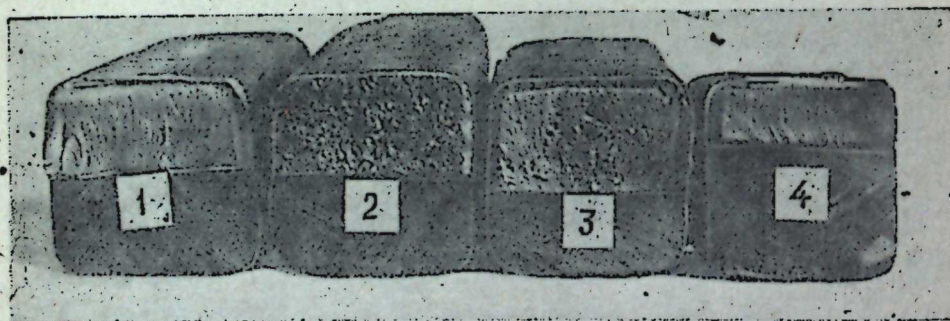


Фиг. 5. Изломы образцов стали 18XНМА.

1 — после нагрева до 1400° (выдержка 80 мин.) излом грубонафталинистый; 2 — тот же образец после гомогенизации (выдержка 8 час.). В изломе слабовыраженные остатки камневидности; 3 — тот же образец после гомогенизации и нормализации; 4 — тот же образец после гомогенизации, нормализации и закалки. В изломе мелкокристаллическая блестящая поверхность.

Сталь, нагретая до температуры 1300 и 1350° в течение 80—100 мин., после закалки и отпуска показывает весьма низкие значения статической и динамической вязкости.

Испытания образцов, нагретых до температуры 1400° (явно перегретых) и затем подвергнутых термической обработке (нормализации при



Фиг. 6. Изломы образцов стали 18XНМА после термической обработки.

1 — после закалки и отпуска образца, подвергнувшегося нагреву до 1150° (не перегретый). Нормальный вязкий излом; 2 — после закалки и отпуска перегретого образца при 1350° до состояния грубонафталинистого излома. Излом камневидный; 3 — после нормализации, закалки и отпуска перегретого образца при 1400° до состояния грубонафталинистого излома. На изломе поле выработаны камневидные зерна; 4 — после гомогенизации, нормализации, закалки и отпуска перегретого образца при 1400° до состояния грубонафталинистого излома. Нормальный вязкий излом.

температуре 930° в течение 3 часов с последующей закалкой и отпуском), показывают также весьма низкие значения статической и динамической вязкости.

Гомогенизация образцов с весьма грубым нафталинистым изломом при температуре 1050—1100° в течение 8 час. с последующей нормализацией при температуре 930° и закалкой с отпуском не обеспечивает получения кондиционных механических свойств.

Только гомогенизация при температуре 1050—1100° в течение 12 час. с последующей нормализацией и закалкой обеспечивает получение вполне удовлетворительных свойств.

Микроструктура образцов, прошедших нагрев при 1150, 1300, 1350

Таблица 5
Результаты механических испытаний хромоникельмолибденовой стали, нагретой до различных колючих температур и затем термически обработанной по различным режимам

Индексы	t° нагрева	Показатели механических свойств					Эффективность применяемой термообработки
		σ_B , кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²	
А	1150	137,0	121,0	12,4	48,1	10,0	Свойства вполне удовлетворительные
	1150	135,6	122,0	11,4	49,5	10,9	
	1150	137,5	122,3	13,8	48,1	10,1	
	1150	133,7	121,4	12,0	51,5	10,2	
В	1300	137,5	117,5	11,4	44,0	7,0	Ударная вязкость и относительное поперечное сжатие понижены. Для исправления перегрева закалка недостаточна.
	1300	135,0	116,0	11,2	44,0	7,5	
	1300	135,0	118,5	10,0	39,2	8,0	
	1300	137,0	121,0	12,4	40,7	7,8	
Г	1350	125,0	113,6	9,0	34,1	6,7	Статическая и динамическая вязкость весьма низкие. Для исправления перегрева закалка недостаточна.
	1350	136,2	120,0	7,0	25,0	6,2	
	1350	120,0	116,6	7,0	30,7	6,5	
	1350	133,6	117,3	8,4	29,2	6,2	
Д	1400	142,6	127,3	6,0	19,0	5,7	Статическая и динамическая вязкость весьма низкие. Для исправления перегрева нормализации и закалка недостаточны.
	1400	139,2	126,5	8,6	28,2	5,7	
Е	1400	136,0	113,6	11,8	56,0	8,7	Ударная вязкость незначительно понижена. Выдержка в течение 8 час. при гомогенизации оказалась недостаточной.
	1400	141,0	122,4	10,4	54,3	8,5	
З	1400	143,2	132,1	13,3	66,3	9,0	Свойства вполне удовлетворительные
	1400	139,1	125,2	12,6	56,3	9,7	
	1400	144,3	125,2	12,6	52,0	9,0	
	1400	139,1	125,2	12,3	49,4	9,5	

и 1400° и затем подвергнутых закалке с отпуском, представляет собой троост-сорбит.

У образцов, подвергнутых нормализации, закалке и отпуску, а также у образцов, подвергнутых гомогенизации, нормализации, закалке и отпуску, структура такова же, как и у образцов после закалки.

Подробнее изучение микроструктуры образцов с камневидным изломом не выявило существенных отличий ее от структуры неперегретых образцов.

Изучение механических характеристик, изломов и микроструктуры образцов, подвергнутых термообработке по различным режимам, показывает, что исправление перегрева хромоникельмолибденовой стали 18XНМА с весьма грубым нафталинистым изломом может быть достигнуто гомогенизацией при температуре 1050—1100° в течение не менее 12 час. с последующей нормализацией при температуре 930—950° и закалкой с отпуском.

Одна только нормализация при температуре 930—950° хромоникельмолибденовой стали, нагретой до грубонафталинистого излома, перегрева не исправляет.

Хромоникельмолибденовая сталь при нагреве в самых тяжелых условиях (температура 1400°, выдержка 100 мин.) не дала камневидного излома, а имела во всех случаях грубонафталинистый излом.

Камневидный излом обнаружился после термической обработки перегретого металла, по режимам, не обеспечивающим полного исправления перегрева.

II. ХРОМОНИКЕЛЬВОЛЬФРАМОВАЯ СТАЛЬ

1. Температурные границы образования перегрева

Образцы хромоникельвольфрамовой стали марки 18XНВА размерами 60×60×220 мм с надрезом по середине на глубину 15 мм нагревались в силитовой печи до температуры 1100—1350°С с выдержкой при данной температуре до 75 мин. После нагрева все образцы охлаждались на воздухе.

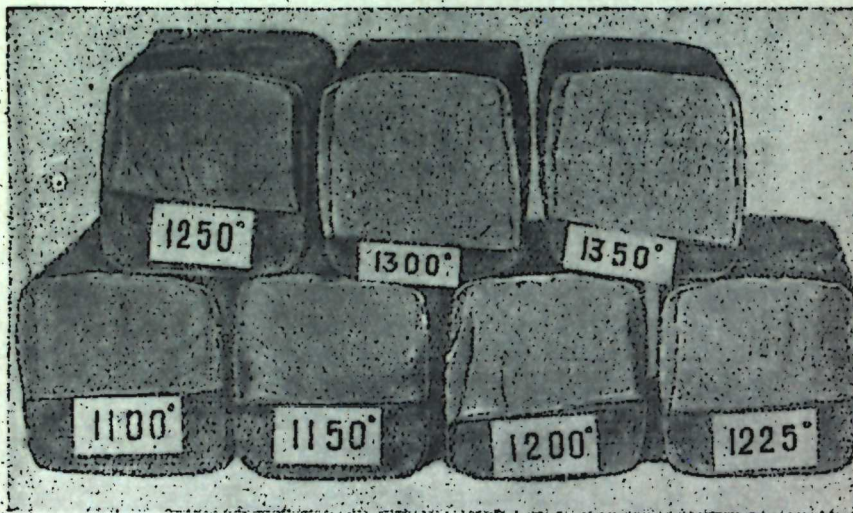
Сталь, из которой готовились образцы, имела нормальный химический состав для марки 18ХНВА и при плавочном контроле показала вполне удовлетворительные свойства крепости и вязкости:

$$[\sigma_b = 115 \text{ кг/мм}^2 \text{ при } a_k > 12 \text{ кг/см}^2.$$

После нагрева и охлаждения один образец от каждой серии подвергался излому под 100-тонным прессом Амслера, а второй сохранялся для дальнейших экспериментов.

Изломы серии образцов (нагрев 1100—1350°) представлены на фиг. 7. Изучение характера изломов приводит к следующему:

При выдержке образцов до 75 мин. при температурах 1100—1150° сталь марки 18ХНВА дает весьма тонкий, бархатистый излом.



Фиг. 7. Излом перегретых образцов стали 18ХНВА.

Уже при нагреве до 1200° начинает проявляться хотя и слабо мелкозернистое строение, которое сохраняется при максимальной выдержке (75 мин.) вплоть до 1250°. Однако за пределом этой температуры возникает несомненный перегрев, проявляющийся слабонафталинистым изломом.

С повышением температуры нагрева перегрев прогрессирует и уже при 1350° сопровождается достаточно выраженным крупнонафталинистым изломом. По длительности нагрева при 1350° нафталинистый излом возникает даже при выдержке, вдвое меньшей чем при пониженных температурах.

Наконец, нагрев до температур порядка 1400° приводит к развитию исключительно крупного нафталинистого зерна. Этот излом при дальнейшей термообработке (хотя бы с охлаждением на воздухе) переходит в явное камневидное строение.

2. Исправление перегрева типа нафталинистого излома

Образцы от каждой серии нагревов (за исключением серии с температурой 1400°) были подвергнуты в электронич. термической обработке по следующему режиму:

а) нормализация 950°, выдержка 4 часа с подогревом до температуры нормализации в течение 6 час.;

б) двукратный отпуск на 650° с выдержкой по 10 час. каждый и охлаждением на воздухе;

в) нормальная термообработка — закалка на воздухе от 860° при выдержке 2 часа; предварительный подогрев до 860° в течение 2,5 час. и отпуск на 180—220° в масляной ванне в течение 5 час. с охлаждением на воздухе.

Вид изломов после термообработки представлен на фиг. 8. Внимательное изучение изломов показывает, что независимо от отсутствия или нали-

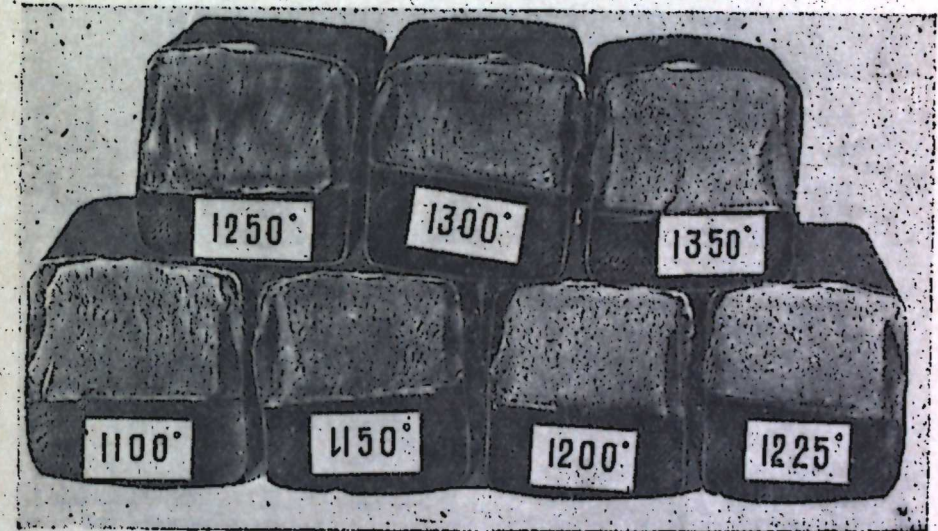
чия предварительного перегрева, все образцы после сложной термообработки имеют весьма тонкий, бархатистый излом.

Испытание образцов Гагарина и образцов Шарни из металла, перегретого при 1250—1350° (выдержка 75 мин.) и исправленного путем сложной термообработки, показало удовлетворительные механические характеристики:

$$\sigma_b = 115-120 \text{ кг/мм}^2, \\ \phi = 62\% \text{ и } a_k = 11-12,5 \text{ кг/см}^2.$$

3. Исправление перегрева типа крупных изолированных зерен (камневидного)

Исследование по исправлению перегрева типа крупных изолированных зерен, т. е. камневидного излома, было проведено на образцах от штамповок, перегретых непосредственно в цеховых условиях (камневидный излом



Фиг. 8. Излом перегретых образцов стали 18ХНВА после термической обработки (нормализации, двукратного отпуска и закалки). У всех образцов тонкий, бархатистый излом.

возник после термообработки штамповок). Металл штамповок имел следующий химический состав (%):

$$C=0,18; Cr=1,63; Ni=4,49; W=1,11.$$

При плавочном контроле стали обнаружили высокие механические свойства:

$$\sigma_b = 140 \text{ кг/мм}^2; \phi = 48,1\% \text{ и } a_k = 13,2 \text{ кг/см}^2.$$

Все перегретые штамповки непосредственно в цеховых условиях были подвергнуты нормализации при 970° в течение 5,5 час. (с подогревом до 930°, 4 часа) и отпуску при 680° в течение 8 час. с последующим охлаждением на воздухе.

Испытания на характер излома ряда штамповок позволили установить, что проведенная термообработка сняла перегрев лишь у штамповок с нерезким нафталинистым изломом и не устранила характера камневидного излома.

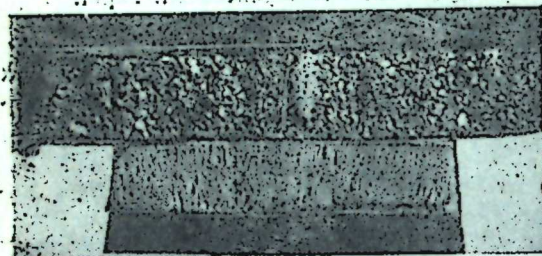
Таким образом, цеховые эксперименты на большой партии штамповок (более 100 шт.) целиком подтвердили лабораторные исследования в отношении исправления перегрева у металла с нерезким нафталинистым изломом.

Исправление же перегрева типа камневидного излома требует специальной термообработки типа гомогенизации.

В лабораторных условиях были проведены следующие эксперименты. Образцы, вырезанные из штамповок с камневидным изломом, были подвергнуты специальной термообработке:

- гомогенизация при 1050° — 8 час., охлаждение на воздухе;
- отпуск при 650° в течение 4 час., охлаждение на воздухе;
- закалка на воздухе от 870°, выдержка 2,5 часа;
- отпуск при 190°, выдержка 3 часа.

Нагрев при гомогенизации производился в силитовой печи; отпуск при 190° — в термостате.



Фиг. 9. Излом образцов стали 18ХНВА. Верхний образец — излом до гомогенизации (камневидный). Нижний образец — излом после гомогенизации.

Излом темплета после гомогенизации представлен на фиг. 9 (верхний). Для сравнения на этой фигуре представлен излом до гомогенизации. В результате длительного нагрева при 1050° — камневидный излом фактически был устранен.

После полного цикла сложной термообработки излом становится исключительно матовым и вязким.

Вырезанные из темплетов вагариные образцы и образцы Шорни показали весьма высокие свойства прочности, а именно:

σ_b	σ_s	δ	ψ	a_k	H_b
129,7	113,1	14,3	55,5	12,5	3,2
112,1	100,7	15,0	55,0	12,0	—

Таким образом, в результате проведенной термообработки металл исправляется и становится вполне доброкачественным и кондиционным.

Удовлетворительные результаты экспериментов в лабораторных условиях позволяли провести исправление перегрева непосредственно в цеховых условиях на большой партии штамповок (125 шт.).

Режим специальной термообработки, проверенной в цеховых условиях, указан в табл. 6.

Основным в данном режиме является длительный нагрев и выдержка при 1050°.

Таблица 6

Режим сложной термической обработки штамповок с камневидным изломом

Операция	t, °	Выдержка, час.	Охлаждающая среда
Гомогенизация:			
Посадка в печь	500	—	Воздух
Нагрев до температуры	1050	12	
Выдержка при температуре	1050	8	
Охлаждение с печью до температуры	800	4	
Охлаждение до комнатной температуры	—	—	
Отпуск			
Посадка в печь	400	—	Воздух
Нагрев до температуры	650	3,5	
Сравнение при температуре	650	3,5	
Выдержка при температуре	650	6	
Охлаждение до комнатной температуры	—	—	

Проверка характера излома на штамповках (имевших до гомогенизации камневидный излом), показала, что излом типа изолированных, крупных зерен исчезает и заменяется матовым, мелкокристаллическим изломом.

С целью проверки механических характеристик металла штамповок, прошедших сложную термообработку, 4 штамповки были подвергнуты окончательной термообработке, соответствующей обработке деталей, а именно: а) нормализации при 900° — 1 час; б) закалке на воздухе от 840° — 1 час; в) отпуску при 190° — 2 часа, охлаждению на воздухе.

Таблица 7

Показатели механических свойств и характеристика изломов образцов после термической обработки штамповок

(Режим: нормализации при 900° — 1 час; закалка на воздухе при 840° — 1 час; отпуск на 190° — 2 часа — воздух. Штамповки предварительно были гомогенизированы по режиму, приведенному в табл. 1).

№ п/п.	Механические свойства						Вид излома
	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг/см ²	a_b	
1	129,4	122,4	13,6	56,3	15,7 14,2	3,2 3,2	Изломы всех четырех штамповок матовые, вязкие без дефектов
2	129,4	123,0	10,0	55,5	14,0 14,2	3,2 3,2	
3	136,1	126,2	13,3	59,1	12,7 13,7	3,2 3,2	
4	128,0	117,2	13,3	56,3	12,5 14,0	3,2 3,2	

В табл. 7 приведены показатели механических характеристик металла после окончательной термообработки.

Как видим из данных табл. 7, в результате сложной термической обработки (гомогенизации при 1050°, отпуска на 650°, нормализации и закалки с отпуском) состояние перегрева типа камневидного (крупных изолированных зерен) совершенно устраняется и металл выделяется с исключительно высокими свойствами прочности и вязкости.

III. ХРОМОМАНГАНЦЕВОМОЛИБДЕНОВАЯ СТАЛЬ

Материалом исследования служила хромоманганцевомолибденовая сталь марки 38ХГМ следующего химического состава:

C=0,39%; Si=0,35%; Mn=1,12%; P=0,043%;

S=0,028%; Cr=1,0%; Ni=0,47%; Mo=0,30%.

1. Изучение условий перегрева стали

Заготовки сечением \varnothing 60 мм и длиной 300 мм подвергались нагреву до температуры 1200, 1250, 1300, 1350, 1400° при выдержке в течение 4 час.

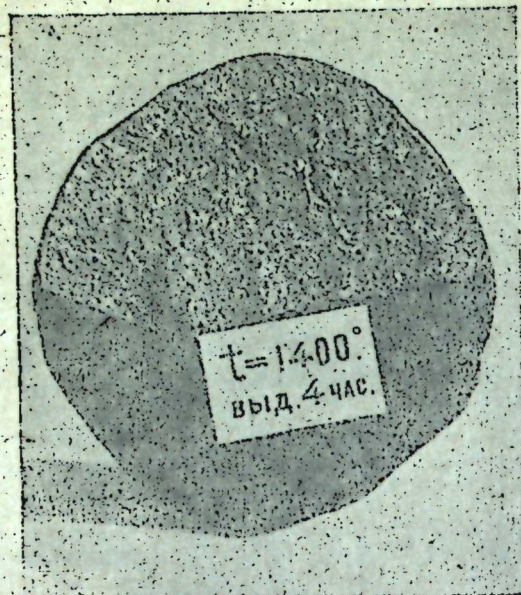
После нагрева заготовок по указанным режимам на последних производился надрез для излома глубиной на $\frac{1}{3}$ радиуса. Надрезанные заготовки ломали, после чего определялся излом.

На фиг. 10 представлен вид излома после нагрева при 1400°.

Характеристики изломов сведены в табл. 8.

Хромоманганцевомолибденовая сталь после нагрева по указанным режимам имеет во всех случаях одинаковую структуру игольчатого, лучистого строения. Структурные составляющие во всех случаях — остаточный аустенит и сорбитообразный перлит.

По мере повышения температуры иглы увеличиваются в размере, и структура становится более дифференцированной.



Фиг. 10. Грубонафталинистый излом образца стали 38ХГМ после нагрева до 1400°.

При нагреве хромомарганцевомолибденовой стали на температуру 1400° наблюдается исключительно грубый перегрев металла до состояния крупно-нафталинистого излома, но следов перекрестков металла при этом не имеется.

Таким образом, на основании изучения микроструктуры, а главным образом изучения вида изломов, можно констатировать, что явные следы перегрева хромомарганцевомолибденовой стали при ковалочных нагревах замечаются, начиная с температуры 1250° и при длительной выдержке в течение 4 час. (для сечения 60 мм).

Более сильный перегрев до среднекристаллического, в значительной степени нафталинистого излома, наблюдается при температуре 1300°, но также при длительной выдержке (4 часа).

При нагреве хромомарганцевомолибденовой стали на температуру 1400° наблюдается исключительно грубый перегрев металла до состоя-

Таблица 8

Характеристика изломов хромомарганцевомолибденовой стали; после нагрева при различных температурах

№ п/п.	t° нагрева	Продолжительность выдержки, час.	Вид излома
1	1200	4	Мелкокристаллический, блестящий, без следов перегрева
2	1250	4	Мелкокристаллический, блестящий, но имеется нафталинистая сыпь, также мелкокристаллическая
3	1300	4	Излом среднекристаллический, блестящий и состоит из равноосных кристаллов (с 50%) и кристаллов нафталина
4	1350	4	Излом блестящий, крупнокристаллический, нафталинистый
5	1400	4	Блестящий, исключительно грубокристаллический, нафталинистый

2. Исправление перегретой стали и природа камневидного излома

В табл. 9 приведены режимы термообработки, которым были подвергнуты образцы перегретой стали.

Из термически обработанных заготовок изготавливались образцы для механических испытаний: разрывные гадаринские и ударные образцы типа Менаже со сверленной капавкой. Образцы вырезались на 1/3 радиуса от поверхности заготовки.

Результаты испытания образцов сведены в табл. 10, в которой приняты индексы для различных режимов термообработки, указанные в табл. 9.

Таблица 9

Режимы термической обработки для исправления перегрева металла (при перегревах до разных температур)

t° перегрева при 4-часовой выдержке	Режим исправляющей термической обработки ¹				
	Индексы	Операция	t°	Выдержка	Охлаждающая среда
1200	А	1. Закалка	850	30 мин.	Масло
		2. Отпуск	620	2 часа	Масло
	В	1. Нормализация	900	40 мин.	Воздух
1250	Б	2. Закалка	850	30 мин.	Масло
		3. Отпуск	620	2 часа	Масло
		1. Закалка	850	30 мин.	Масло
	Г	2. Отпуск	620	2 часа	Масло
		1. Нормализация	900	40 мин.	Воздух
		2. Закалка	850	30 мин.	Масло
1350	Д	3. Отпуск	620	2 часа	Масло
		1. Закалка	850	30 мин.	Масло
		2. Отпуск	620	2 часа	Масло
	Е	1. Нормализация	900	40 мин.	Воздух
		2. Закалка	850	30 мин.	Масло
		3. Отпуск	620	4 часа	Масло
1400	Ж	1. Гомогенизация	1050	3 часа	Воздух
		2. Нормализация	900	1 час	Воздух
		3. Закалка	850	30 мин.	Масло
	З	4. Отпуск	620	2 часа	Масло
		1. Нормализация	900	40 мин.	Воздух
		2. Закалка	850	30 мин.	Масло
И	3. Отпуск	620	2 часа	Масло	
	1. Гомогенизация	1050	5 час.	Воздух	
	2. Нормализация	900	1 час	Воздух	
	3. Закалка	850	30 мин.	Масло	
		4. Отпуск	620	2 часа	Масло

На основании данных табл. 10 можно сделать следующие выводы:

1. Хромомарганцевомолибденовая сталь, нагретая до температуры 1200—1250° в течение 4 час., обеспечивает получение вполне кондиционных показателей механических свойств после закалки от температуры 850° в масле и отпуска при температуре 620°.

2. Сталь, нагретая при температуре 1350° в течение 4 час., и, таким образом, явно перегретая, может быть исправлена только после гомогенизации при температуре 1050° в течение не менее 3 час., с последующей нормализацией при температуре 900° и закалкой с отпуском. Одна только закалка от температуры 850°, а также нормализация при температуре 900° с последующей закалкой перегрева хромомарганцевомолибденовой стали не исправляют.

3. Хромомарганцевомолибденовая сталь, перегретая до состояния грубонафталинистого излома при температуре 1400° в течение 4 час., также может быть исправлена гомогенизацией при температуре 1050°, но при выдержке не менее 5 час.

После гомогенизации металла необходимо подвергать нормализации при температуре 900° и желательнее давать двойную нормализацию для большей перекристаллизации и измельчения кристаллов, выросших в процессе гомогенизации.

После нормализации проводится закалка и отпуск металла по обычному режиму.

Одна только нормализация при температуре 900° хромомарганцево-

¹ Нагрев под гомогенизацию, нормализацию и закалку производился в соляной ванне (хлорно-бариевой). Отпуск заготовок производился в электротечи.

Таблица 10

Результаты механических испытаний хромомарганцевомолибденовой стали, нагретой на различные козочные температуры и затем термически обработанной по различным режимам (индексы см. табл. 9)

Индекс	t° нагрева	Показатели механических свойств						Вид излома ударного образца	Эффект примененной термической обработки
		σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²	a_b , мм		
А	1200	102,1	89,8	16,6	61,0	15,6	3,6	Матовый аморфный	Свойства вполне кондиционные
Б	1200	97,4	87,0	16,6	67,0	18,8	3,6	То же	То же
В	1250	103,5	93,0	18,3	59,4	17,3	3,6	То же	То же
Г	1250	98,2	86,0	18,3	65,2	18,7	3,6	То же	То же
Д	1350	97,6	86,3	15,5	48,0	5,8	3,6	Матовый камневидный	Ударная вязкость низкая. Для устранения перегрева закалка недостаточна
Е	1350	102,1	95,5	13,5	34,2	8,1	3,5	Матовый, местами камневидный	Ударная вязкость понижена. Для устранения перегрева нормализация и закалка недостаточны
Ж	1350	105,2	91,2	12,9	51,0	11,0	3,5	Матовый с мелкокристаллической блестящей сыпью	Свойства кондиционные
З	1400	103,3	91,3	11,9	35,0	3,6	3,6	Матовый, местами камневидный	Ударная вязкость низкая. Нормализация и закалка для исправления перегрева недостаточны
И	1400	108	95,0	13,3	49,0	7,7	3,4	Край матовые, в середине мелкокристаллический, блестящий	Ударная вязкость понижена. Выдержка в течение 5 час. при гомогенизации оказалась недостаточной

молибденовую сталь, перегретую до грубонафталинистого излома, не исправляет.

4. При нагреве хромомарганцевомолибденовой стали до температуры 1200, 1250, 1300, 1350, 1400° в течение 4 час. (для каждой температуры) камневидного излома не было получено.

При нагреве в самых тяжелых условиях (t° = 1400°, выдержка 4 часа) сталь имела грубонафталинистый излом.

Камневидный излом обнаруживался после термической обработки перегретого металла, но по режиму, не обеспечивающему полного исправления перегрева.

IV. ХРОМОКРЕМНИСТАЯ СТАЛЬ

Материалом исследования служила хромокремнистая сталь марки 40СХ следующего химического состава: С = 0,38%; Si = 1,03%; Mn = 0,48%; Cr = 1,38%; Ni = 0,29%; P = 0,028%; S = 0,025%.

1. Изучение условий перегрева стали

Методика изучения условий перегрева хромокремнистой стали была та же, что и для хромоникельмолибденовой стали.

В табл. 11 приведена характеристика изломов образцов стали, перегретой при различных температурах.

Таблица 11

Характеристика изломов образцов хромокремнистой стали после нагрева при различных температурах

t° нагрева	Время выдержки, мин.	Вид излома
1150	50	Мелкокристаллический, блестящий, без следов перегрева
1150	100	То же
1200	50	То же
1200	100	То же
1250	20	Мелкокристаллический, блестящий, но имеется нафталинистая мелкокристаллическая сыпь
1250	80—100	То же
1300	20	Среднекристаллический, блестящий, с участками нафталина
1300	80—100	То же
1350	20	Среднекристаллический, блестящий, с большими участками нафталина
1350	50	То же
1350	80—100	Среднекристаллический, блестящий, нафталинистый
1400	20	Среднекристаллический, блестящий, с большими участками нафталина
1400	50	Среднекристаллический, блестящий, нафталинистый
1400	80—100	То же

Из приведенных в таблице данных вытекает, что явные следы перегрева в хромокремнистой стали 40СХ обнаруживаются только начиная с температуры 1250° при выдержке выше 20 мин.

Более сильный перегрев до среднекристаллического, в значительной степени нафталинистого излома, наблюдается при температуре 1300°.

При нагреве стали до температуры 1350—1400° обнаруживается среднекристаллический, нафталинистый излом.

Несмотря на то, что сталь была нагрета до весьма высоких температур (1350—1400°), крупнокристаллического, нафталинистого излома не возникло.

Изучение микроструктуры перегретых образцов показало во всех случаях сильно размытую структуру, характеризуемую игольчатой, лучистым строением.

Влияние степени перегрева на механические свойства хромокремнистой стали представлено в табл. 12.

Таблица 12

Результаты механических испытаний образцов без перегрева и с перегревом хромокремнистой стали марки 40СХ (выдержка при перегреве во всех случаях 80 мин.)

t° нагрева	Механические свойства				
	σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²
1150	99,3	62,4	14,0	32,7	2,2
1150	94,6	60,5	12,4	36,6	2,0
1150	98,7	62,1	12,4	33,2	3,2
1150	101,2	64,6	13,4	33,2	2,5
1350	96,2	68,4	4,0	6,5	2,0
1350	96,0	69,4	4,0	8,7	1,8
1350	99,0	69,4	3,0	7,0	1,8
1350	96,0	67,0	5,0	10,6	1,8

После перегрева образцов при температуре 1400° временное сопротивление и предел текучести остаются неизменными, в то время как относительное удлинение и поперечное сжатие резко падают. Ударная вязкость по сравнению с образцами, нагретыми на 1150°, после перегрева уменьшается незначительно. Относительное удлинение и поперечное сжатие при перегреве снижаются в 3—4 раза.

2. Исправление перегретой стали

Для исправления перегретой стали выбрали следующие варианты режимов термической обработки:

а) Закалка от температуры 930—950°, выдержка 1,5 часа, охлаждение в масле. Отпуск на 680°, выдержка 3 часа, охлаждение в воде.

б) Нормализация при температуре 960°, выдержка 2,5 часа. Закалка от температуры 930—950°, выдержка 1,5 часа, охлаждение в масле. Отпуск на 680°, выдержка 3 часа, охлаждение на воздухе.

Из термически обработанных заготовок изготавливались образцы для механических испытаний.

Результаты испытаний приведены в табл. 13.

Таблица 13

Результаты механических испытаний образцов стали, нагретой до ковочных температур и термически обработанной по выбранным режимам

t° нагрева заготовок	Индексы термообработки	Показатели механических характеристик				
		σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²
1150	A	91,1	68,6	18,0	56,0	13,0
1150	A	92,1	69,7	19,4	59,5	14,5
1350	A	90,6	70,0	21,0	57,3	12,6
1350	A	88,4	67,0	18,4	57,0	12,2
1350	A	90,4	70,6	18,0	55,6	12,7
1400	B	89,1	66,2	19,4	57,7	11,7
1400	B	88,1	65,6	21,0	56,0	12,5
1400	B	88,6	65,4	18,6	55,4	11,7

Данные таблицы показывают, что нормальный режим термообработки (закалка с отпуском) полностью устраняет вредное влияние перегрева на основные свойства стали (относительное удлинение, поперечное сжатие и ударную вязкость).

Изломы неперегретых образцов после закалки как без нормализации, так и с предварительной нормализацией получаются практически одинаковые — матовые, аморфные.

3. О камневидном изломе хромокремнистой стали

Многочисленные опыты с перегревом хромокремнистой стали не показали образования камневидного излома даже в условиях резкого перегрева.

Однако это не говорит о безусловной невозможности образования камневидного излома в такой стали, как хромокремнистая.

В условиях производства мы наблюдали два случая (правда, за весьма длительный период) образования камневидного излома на осях, изготавливаемых из этой стали. Камневидное строение обнаруживалось в изломе термически обработанных (закалка плюс высокий отпуск) деталей.

ВЫВОДЫ

На основании проведенных исследований можно прийти к следующим выводам:

1. Хромоникелевая и хромомарганцевая стали, легированные дополнительно молибденом или вольфрамом, являются достаточно устойчивыми

против ковочного перегрева вплоть до температуры 1250°. При этой температуре возникают лишь следы перегрева в виде мелкокристаллической нафталинистой сыни.

2. Явный перегрев стали обнаруживается при 1300° в виде крупных нафталинистых блесков и кристаллического излома.

3. Грубонафталинистый излом возникает при нагреве стали при температурах 1350—1400° (выдержка 1—1,5 часа), однако пережога стали (оплавления границ зерен) не возникает. Даже весьма длительный нагрев (4 часа) при 1400° в хромомарганцевомолибденовой стали явления пережога не вызывает.

4. При перегреве до 1350—1400° резко падают характеристики вязкости (статической и динамической) стали; падение происходит в несколько раз.

5. Наиболее надежными критериями для суждения о степени перегрева стали являются характер (вид) излома металла и уровень вязкости — статической и динамической.

Микроструктура стали не является сколь-нибудь удобным критерием для установления факта перегрева и его степени.

6. При нагреве в наиболее тяжелых условиях (до 1400°—4 часа) высоколегированная хромоникельмолибденовая (вольфрамовая), а также хромомарганцевомолибденовая сталь не дают камневидного строения.

Камневидное строение возникает из грубонафталинистого при термической обработке (нормализации, закалке с отпуском).

7. Хромокремнистая сталь ведет себя отлично от хромоникельмолибденовой (вольфрамовой) и хромомарганцевомолибденовой стали в отношении перегрева. Перегрев при 1400° не приводит к образованию грубонафталинистого строения; вязкость падает значительно в меньшей степени, чем у высоколегированной стали.

Хромокремнистая сталь не показала камневидного строения при последующих операциях термической обработки.

8. Резко перегретая хромоникельмолибденовая (вольфрамовая) и хромомарганцевомолибденовая сталь, т. е. перегретая до состояния грубонафталинистого излома (1400°), вполне исправляется и возвращается в вязкое состояние при условии применения к ней сложной термической обработки — гомогенизации при 1050—1100°, нормализации при 900—930° и закалки с отпуском.

Длительность гомогенизации играет решающую роль, так как при недостаточной выдержке при температуре гомогенизации камневидное строение, возникающее при охлаждении, сохраняется.

9. Сталь, перегретая до состояния мелкокристаллического нафталинистого строения, вполне исправляется с помощью нормализации и обычной термообработки.

10. Хромокремнистая сталь, независимо от степени перегрева, исправляется до вязкого состояния с помощью нормальной термической обработки.

М. П. Браун, П. Е. Воронов

О ПРИРОДЕ ПЕРЕГРЕВА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КОВОЧНОМ НАГРЕВЕ

ВВЕДЕНИЕ

Природа ковочного перегрева легированной стали не представляется ясной по настоящее время.

Литература, посвященная этому вопросу, является скудной и в значительной степени противоречивой.

В отношении нафталинистого строения стали, получаемого в результате перегрева, Лапотынкин [1], изучая это явление на быстроразжигающей стали, пришел к выводу, что нафталинистый излом представляет действительные зерна аустенитомартенситной структуры стали, а не конгломерат идентичноориентированных кристаллов.



Фиг. 1. Остатки камневидности в поломанном зубе шестерни из стали 18XНВА.

Причиной образования нафталинистого излома, по Лапотынкину, является перекристаллизация пластически деформированного аустенита, возникающая либо при горячей деформации либо в силу объемных изменений, связанных с превращением аустенита в мартенсит.

К. А. Малышев [2, 3] одним из первых высказал мысль, что нафталинистое строение стали представляет собою текстуру кристаллической решетки мелких зерен аустенита, сохранившихся в границах старого крупного зерна при повторных перекристаллизациях перегретой стали.

Мелкие зерна аустенита в границах «старого» аустенитного зерна перегрева имеют одинаковую ориентацию, отличную от ориентации зерен в границах соседнего крупного зерна.

Наиболее спорны толкования природы образования камневидного излома стали при перегреве. Согласно гипотезе, предложенной К. А. Малышевым [2, 3], камневидное строение стали при перегреве связано с образованием и выделением по границам зерен аустенита хрупкой неметаллической фазы, создающей межкристаллитные оболочки. Механизм образования и выделения этой неметаллической оболочки не представляется достаточно ясным.

На основании гипотезы и собственных экспериментов, К. А. Малышев считает эффективной мерой устранения камневидности стали быстрое ее охлаждение от температуры, при которой происходит выделение неметаллической фазы (закалка) или более радикальным

средством переков перегретой стали с обязательной 2—3-кратной степенью деформации.

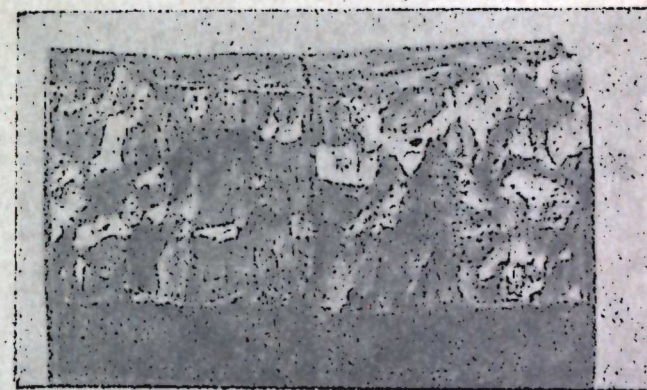
Брайнин [4], изучая перегрев хромоалюминиевомolibденовой стали 38XМЮА, высказывает предположение, что камневидное строение возникает в силу проникновения печных газов в металл при высоких температурах и образования на границах зерен оксидных пленок мономолекулярных размеров.

Весьма интересную гипотезу образования камневидного излома при перегреве предложил В. И. Архаров (см. стр. 37).

Исследования явления перегрева при ковочном нагреве проводились авторами на легированных сталях марок: 18XНВА, 18XНМА, ХН4, 38XГМ, 35XГ2, 25XГМ, 25XГСМ, 40СХ, 60С2 и ОХН1М.

Таким образом, исследованием были охвачен широкий диапазон различной легированности стали.

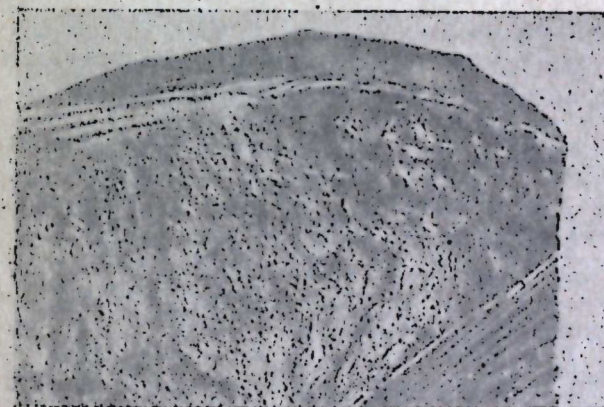
Вопрос об изучении перегрева возник в связи с тем, что в процессе нагрева под ковку и штамповку авторы наблюдали



Фиг. 2. Камневидный излом в поломанной детали из стали 30X5.

частые случаи дефекта поковок в силу их перегрева. Перегрев обнаруживается при контроле штамповок и поковок по излому в той или иной степени развитого нафталинистого строения.

В изделиях, изготовленных из перегретых штамповок и поковок, наблюдается камневидное строение металла. Последнее особенно проявляется на таких деталях, как шестерни КПП из стали 18XНВА и шатуны мотора из стали 18XНВА—18XНМА.



Фиг. 3. Местный камневидный излом в поломанной детали из стали 40СХ.

Это же явление обнаруживалось на крупных поковках — казенниках из стали ОХН1М.

На фиг. 1—3 приведены фотоснимки излома указанных выше поковок и штамповок.

В связи с изложенным возникла задача изучения методов исправления перегретых штамповок — поковок, с одной стороны, и с другой, — изучения явления перегрева легированных сталей с тем, чтобы выработать методы предупреждения явлений перегрева.

Изучению подлежали следующие вопросы:

1. Склонность легированных сталей к перегреву.
2. Природа перегрева стали.
3. Образование перегретой структуры в связи со степенью деформации.
4. Методы исправления перегретой легированной стали.

1. СКЛОННОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ К ПЕРЕГРЕВУ

Склонность легированных сталей к перегреву изучалась следующим методом. Образцы квадратного или круглого сечения 60 мм подвергались нагреву в нефтяной кузнечной печи до температур 1150—1400° с выдержкой в пределах 20—90 мин.

Отдельные опыты проводились с выдержкой до 5 час. Охлаждение образцов после перегрева производилось на воздухе или с печью.

Степень перегрева изучалась по виду излома, характеру микроструктуры, изменению механических характеристик, главным образом, статической и динамической вязкости. Химический состав сталей, подвергнутых исследованию, приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей (%)

Марки стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W
38ХГМ	0,39	1,12	0,35	0,043	0,028	1,0	0,47	0,30	—
18ХНМА	0,16	0,41	0,26	0,029	0,021	1,58	4,48	0,25	—
18ХНВА	0,18	0,33	0,30	0,020	—	1,63	4,49	—	1,14
18ХНВА	0,18	0,36	0,31	0,021	0,020	1,60	4,02	следы	0,95
ХН4	0,15	0,52	0,28	0,020	0,020	0,96	3,25	—	—
ХН4	0,15	0,32	0,25	0,040	0,020	0,92	3,50	—	—
40СХ	0,38	0,48	1,03	0,028	0,025	1,38	0,29	—	—
35ХГ2	0,35	1,35	—	—	—	0,6	—	—	—
25ХГМ	0,25	1,20	0,27	0,023	0,016	1,18	0,20	0,33	—
25ХГСМ	0,22	1,54	1,1	0,025	0,018	1,34	0,28	0,27	—
60С2	0,58	0,64	1,79	0,032	0,017	0,21	0,25	—	—

Исследования показали, что все стали, независимо от легированности их, при перегреве дают нафталинистый излом в той или иной степени.

Как с повышением температуры, так и с увеличением времени выдержки при данной температуре нагрева зерно нафталинистого строения progressively возрастает.

По величине зерна перегрев можно классифицировать следующим образом: мелкое, среднее и крупное. При этом величина зерна в идентичных условиях нагрева (температура и выдержка) определяется как легированностью стали, так и природой плавки данной стали (см. ниже).

При нагреве до температур 1200—1250° в пределах выдержки 60—90 мин. не обнаруживается различий в структурах стали, и зерно образуется мелкое. Различие в структурах стали возникает при нагревах до более высоких температур (1300—1400°).

Большой склонностью к образованию сильно развитого, крупного зерна нафталина отличаются стали: хромоникелевые, хромоникельмолибденовые, вольфрамовые, хромомарганцевые и хромомарганцевомолибденовые.

Кремнистые, хромокремнистые, хромомарганцевомолибденкремнистые стали менее склонны к укрупнению зерна и при температурах 1350—1400° и длительных выдержках не дают крупнонафталинистого строения.

Таким образом, по склонности к укрупнению нафталинистого зерна представляется возможным разграничить две группы: 1) хромоникелевые, хромомарганцевые (как простые, так и легированные Mo и W) и 2) кремнистые стали как простые, так и сложные.

Молибден и вольфрам способствуют укрупнению нафталинистого зерна; кремний, наоборот, препятствует.

Микроструктурные исследования, проведенные на большом количестве образцов всех изученных сталей, позволили установить отсутствие четкой связи микроструктуры со степенью перегрева.

Что касается механических характеристик, то обширные испытания, проведенные на образцах, вырезанных непосредственно из перегретых заготовок, показали следующее.

Характеристики крепости (σ_b и σ_s) не претерпевают изменений в зависимости от перегрева и его степени. Резко изменяются вязкие свойства (ψ, δ) и динамическая вязкость (a_k).

Средние результаты испытаний перегретых образцов (при 1350—1400°) и неперегретых (при 1150°) приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты механических испытаний сталей, подвергнутых нагреву без перегрева и с перегревом¹

Марки стали	t° нагрева	Механические свойства				
		σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²
ХН4	1150	85,7	70,4	14,9	49,7	9,4
	1350	87,3	78,9	7,1	18,1	2,6
18ХНМА	1150	111,8	98,0	12,8	38,0	12,6
	1350	110,7	98,5	3,2	4,0	1,4
18ХНВА	1150	116,1	100,3	14,8	49,3	9,6
	1400	117,2	105,5	7,7	26,0	4,7
25ХГМ	1150	98,4	87,5	12,2	49,8	5,5
	1350	100,8	93,7	8,0	17,4	0,7
25ХГСМ	1150	121,3	94,1	10,5	46,7	7,4
	1350	110,0	94,5	1,8	0,0	2,7
40СХ	1150	97,5	62,4	13,1	34,8	2,5
	1350	96,8	68,5	4,0	8,2	1,8

В случае перегрева до образования нафталинистого излома (среднего и крупного) у всех сталей, независимо от легированности статическая и особенно динамическая вязкость резко снижается.

2. ПРИРОДА ПЕРЕГРЕВА СТАЛИ

С целью изучения природы перегрева легированных сталей были проведены серии опытов, имевших целью выяснить влияние:

- термической обработки на характер перегретой структуры;
- характера плавки на образование перегрева;
- различного содержания Mo и W в хромоникелевой стали на явление перегрева;
- искусственного насыщения стали (18ХНВА, 18ХНМА, 38ХГМ, ХН4) шлаковыми загрязнениями;
- искусственного насыщения стали (18ХНВА, 18ХНМА, 38ХГМ, ХН4) газами;
- перегрева на магнитные свойства стали.

а) Влияние термической обработки на характер перегретой структуры. Образцы сталей, в различной степени перегретых, подвергались термической обработке: нормализации, гомогенизации (при 1050—1100° до 16 час.), закалке с отпуском (как низким, так и высоким).

Эксперименты показали, что образование при перегреве нафталинистое строение при последующей термической обработке (нормализации, закалке безразлично с высоким или низким отпуском) переходит в камневидное строение (фиг. 4—5).

Указанное явление в лабораторных условиях было многократно подтверждено на сталях 18ХНВА, 18ХНМА, 38ХГМ и в серии цеховых экспе-

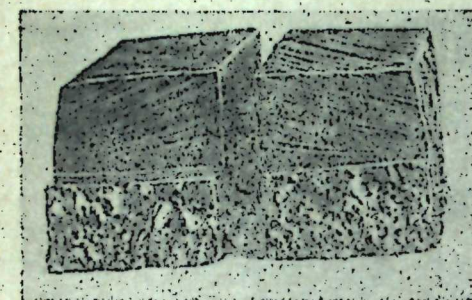
¹ В таблице приведены средние значения испытания 4 образцов.

риментов на сталях ОХНМ, 40СХ и 60С2; на сталях ХН4, 35ХГ2, 25ХГМ, 25ХГСМ, 40СХ и 60С2 при всех опытах в лабораторных условиях (перегрев до 1400°, длительная выдержка) явления перехода нафталинистого строения в камневидное обнаружено не было.

По вопросу перехода нафталинистого строения в камневидное необходимо отметить, что существенное значение имеет не только легирование стали, но и определенная степень развития нафталинистого зерна.

В стали 18ХНВА только мелкое зерно нафталина не дает при термообработке камневидности; среднее и крупное зерно переходит в камневидное. С другой стороны, в стали 18ХНМА, а также 38ХГМ, в камневидное строение переходит лишь крупное зерно.

В стали ХН4 и 25ХГМ, несмотря на перегрев с образованием крупного нафталинистого строения, последующая термообработка камневидности не показала (фиг. 6). В производственных экспериментах стали 40СХ и 60С2 показали образование камневидного строения после перегрева и термической обработки.



Фиг. 4. Камневидный излом образцов стали 40СХ, который образовался из нафталинистого излома после закалки и высокого отпуска.

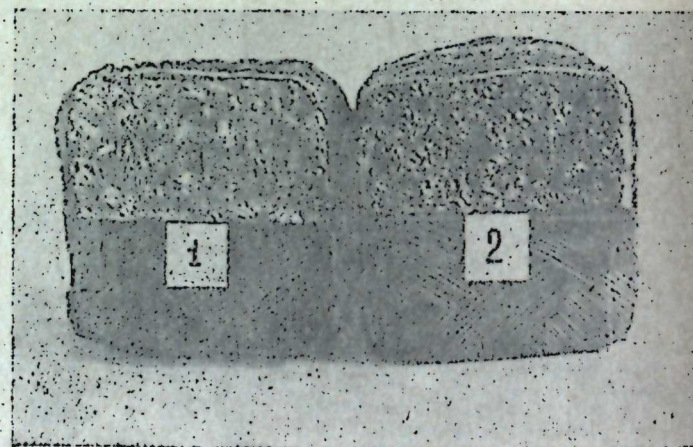
Таким образом, можно считать бесспорным то положение, что все стали при перегреве дают нафталинистое строение, при последующей термической обработке переходящее в камневидное.

При этом в сталях, более склонных к перегреву (легированных молибденом и вольфрамом), переход нафталинистого строения в камневидное осуществляется сравнительно легко, тогда как в сталях, менее склонных к перегреву (преимущественно в кремнистых), это превращение явно наблюдается редко.

Превращение нафталинистого в камневидное строение

осуществляется независимо от скорости охлаждения при термообработке (воздушная, водяная или масляная закалка) и независимо от температуры отпуска (низкий или высокий отпуск).

б) Влияние характера плавки на образование перегрева. Образцы различных плавки стали 18ХНВА и 18ХНМА (30 шт.) подвергались перегреву при 1400° в течение 3 час. с целью исследования излома в перегретом состоянии и в состоянии после термообработки. В зависимости от природы плавки, сталь 18ХНМА дает строение от среднего до крупного нафталинистого зерна (до 30 мм² в поперечнике) и при нормальной термической обработке некоторые плавки с крупным зерном не давали камневидного строения. В стали же 18ХНВА при среднем и крупном зерне неизменно совершался переход в камневидное строение.



Фиг. 5. Излом образцов стали 18ХНМА. 1 — перегретый образец до состояния груболафталинистого излома; 2 — тот же образец после закалки. Излом камневидный.

в) Влияние различного содержания Мо и W в хромоникелевой стали на явления перегрева. Проследжено было влияние содержания W и Мо в хромоникелевой стали с содержанием С = 0,14—0,21%; Ni = 3,2—4,0% и Cr 1,0—1,5%. Вольфрама и молибдена вводили 0,5—3,0%. Перегрев образцов производился на различные температуры. Экспериментами установлено, что независимо от содержания как вольфрама, так и молибдена, характер образования нафталинистого зерна и переход его в камневидный при термообработке сохраняется неизменным. Однако повышенное содержание молибдена дает более крупное зерно.

Некоторые плавки при среднем содержании Мо и W (1,0—1,5%), несмотря на сравнительно резкий перегрев, не давали при последующей термообработке камневидного строения. Таким образом, влияние на характер образования камневидного строения сказывалось более в самой приюде



Нагрев на $T = 1350^\circ$ Нормализация Закалка и отпуск

Фиг. 6. Излом образцов стали ХН4 после перегрева, нормализации, закалки и отпуска. Грубый нафталинистый излом после нормализации или закалки превращается в вязкий.

плавки, нежели в концентрации легирующего элемента W—Mo. Необходимо отметить, что плавки из индукционной печи в процессе перегрева давали менее интенсивный рост зерна нафталинистого строения и менее резко выраженную камневидность, чем это имело место при изучении ридовых плавки, выплавленных в мартеновских печах.

г) Влияние искусственного насыщения стали шлаковыми загрязнениями. С целью искусственного загрязнения стали в плавки, при холодном ходе, одновременно вводились Fe—Cr, Fe—Mn, Fe—Si, Al и железная руда. Добавки ферросплавов вводились из расчета получения заданного химического анализа, а руда — в количестве 20 г/кг стали. Холодный и перекисленный металл отливался в слитки. В изломе образцов шлаковые включения обнаруживались в грубой форме.

Микроскопически также было обнаружено сильное загрязнение металла шлаковыми включениями.

Изучение перегрева прокованных образцов не показало существенного влияния повышенного загрязнения металла шлаковыми включениями на характер явлений перегрева и последующего перехода нафталинистого строения в камневидное. Несмотря на повышенную загрязненность шлаковыми включениями стали 18ХНВА и 38ХГМ, образцы, перегретые до 1400°, давали после термообработки слабо выраженное камневидное строение.

На образцах от мартеновских ридовых плавки стали 18ХНВА, 18ХНМА и 38ХГМ было изучено распределение шлаковых включений; объектом изучения были образцы как не перегретые, так и перегретые до крупнонафталинистого и камневидного строения.

Шлаковые включения, по характеру мелкообразованные (увеличение 600), сохранили свою ориентацию независимо от состояния перегрева. Концентрации включений по границам зерен или образования вытянутых цепочек-пленок не обнаружилось.

д) Влияние искусственного насыщения стали газами. Опыты проводились в дуговой электродной печи. Насыщение стали газами было произведено следующим путем. Плавки велись на ржавой шихте и сырых материалах — мокрая железная руда, сырой (непрокаленный) ферросилиций, сырой плавиковый шпат и гашеная известь; в процессе плавки происходили большие хлопки. Кипение ванны было вялое; слитки по разливке были сильно рослые.

Определение содержания водорода в газонасыщенных плавках показало следующее:

Сталь 18ХНВА (газонасыщенная), содержание водорода 2,2 см³/100 г. Та же сталь (негазонасыщенная) 0,69 см³/100 г. Сталь 18ХНМА (газонасыщенная) 1,75 см³/100 г.

Та же сталь (негазонасыщенная) — 0,55 см³/100 г.

Изучение прокованных и перегретых до различных температур образцов стали, насыщенной газами, показало, что при высоких температурах перегрева (1300°) все стали дают грубое, крупное нафталинистое строение. При термообработке (сталь 18ХНВА, 18ХНМА и ХН4 — низкий отпуск на 200°, сталь 38ХГМ — высокий отпуск на 650°) стали 18ХНВА, 18ХНМА и 38ХГМ показали исключительно грубое камневидное строение. Переход в камневидное строение происходил даже на образцах, перегретых при 1250° (до состояния средненафталинистого), что на обычных (рядовых) плавках этих сталей и параллельных плавках негазонасыщенных наблюдается весьма редко.

Сталь ХН4 (газонасыщенная) образования камневидного строения не показала.

Дополнительные эксперименты по установлению влияния газонасыщенности на склонность к перегреву показали следующее.

Сталь 18ХНМА — при перегреве до 1350° давала крупнонафталинистое строение, переходящее в резко камневидное при термообработке. Содержание водорода в стали оказалось равным 1,65 см³/100 г (водород определялся после перегрева).

Та же сталь ряда других плавков при перегреве до той же температуры давала средненафталинистое строение, не переходящее или слабо переходящее в камневидное.

Содержание водорода в образцах этих плавков колебалось в пределах 0,34—0,50—0,41 см³/100 г. В отношении стали 18ХНВА авторами было определено содержание водорода для плавков, не показавших камневидного строения, несмотря на перегрев до состояния средненафталинистого; содержание водорода колебалось в пределах 0,55—0,48 см³/100 г.

е) Влияние перегрева на магнитные характеристики стали. Образцы стали 18ХНВА, 18ХНМА, 40СХ (от плавков, исследованных на перегрев в лабораторных условиях, химсостагов дан в табл. 1), перегретые до различного состояния (по степени крупности зерна нафталина) были подвергнуты магнитному анализу, показавшему следующее (табл. 3).

Таблица 3
Значение μ_0 , μ_{max} и H_c в зависимости от степени перегрева легированных сталей

Характеристика степени перегрева по излому	Ст. 18ХНМА			18ХНВА			ХН4			40СХ		
	μ_0	μ_{max}	H_c	μ_0	μ_{max}	H_c	μ_0	μ_{max}	H_c	μ_0	μ_{max}	H_c
Без следов перегрева	85	250,0	—	61	222,2	23,4	90	350,0	—	31	136,0	144,9
Слабонафталинистый	110	277,0	—	61	197,1	25,7	70	338,3	—	39	139,0	128,6
Средненафталинистый	102,5	236,0	—	61	171,2	26,4	70	350,0	—	22,5	129,0	144,9
Грубонафталинистый	102,5	228,2	—	46	192,3	25,0	70	320,8	—	22,5	136,0	142,9

Независиме от состава стали различной степени перегрев мало влияет на изменение магнитных характеристик M_0 , M_{max} и H_c и магнитный анализ не дает оснований для распознавания явления перегрева.

3. ОБРАЗОВАНИЕ ПЕРЕГРЕТОЙ СТРУКТУРЫ В СВЯЗИ СО СТЕПЕНЬЮ ДЕФОРМАЦИИ

Исследование влияния степени деформации на образование перегретой структуры производилось на образцах стали 18ХНВА, 18ХНМА, 38ХГМ и 12Х2Н4А (химический анализ дан в табл. 4).

Исходные образцы брались размера 60×60×300 мм. Заготовки подвергались перегреву при 1350° и нормальному нагреву при 1150°; выдержка в обоих случаях — 100 мин. После нагрева часть заготовок охлаждалась на воздухе, часть проковывалась с деформацией 15, 30, 45, 60 и 75 % под 125-килограммовым молотом.

Деформация производилась за одну выдачу заготовки из печи.

Таблица 4

Химический состав исследованных сталей (%)

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W
18ХНМА	0,17	0,42	0,19	0,017	0,019	1,40	4,45	0,38	—
18ХНВА	0,19	0,35	0,30	0,029	0,019	1,53	4,32	—	1,18
38ХГМ	0,37	1,33	0,26	0,028	0,019	1,16	0,28	0,28	—
12Х2Н4А	0,18	0,42	0,28	0,023	0,024	1,72	3,93	—	—

Изучался вид излома, механические свойства в кованом состоянии и микроструктура. Перегретые при 1350° образцы давали нафталинистое строение: стали 18ХНВА, 18ХНМА, 12Х2Н4А — среднее и 38ХГМ — крупное и грубое.

Деформация в 15% уже оказывает влияние на измельчение зерна во всех сталях. С повышением степени деформации происходит дальнейшее измельчение зерна и в стали 12Х2Н4А при степени деформации в 30%, а в стали 18ХНВА и 18ХНМА при степени деформации в 45% нафталинистое строение исчезает и излом становится матовым, аморфным.

В стали 38ХГМ исчезновение нафталинистого строения происходит при деформации в 60% (табл. 5).

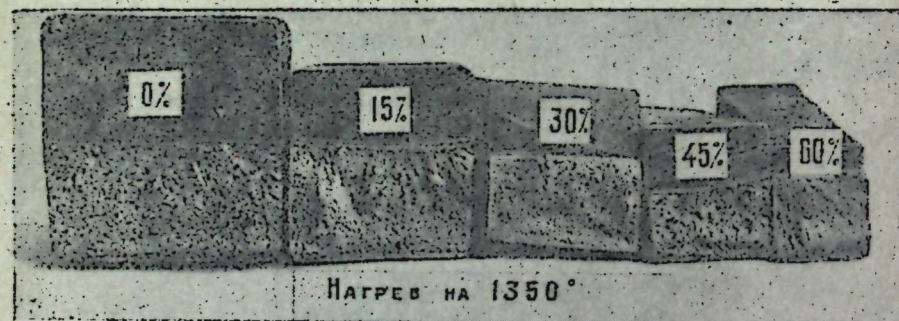
Таблица 5

Характеристика изломов сталей 18ХНМА, 18ХНВА, 38ХГМ и 12Х2Н4А после перегрева при 1350° и деформации

Степень деформации (%)	Вид изломов			
	Сталь 18ХНМА	Сталь 18ХНВА	Сталь 38ХГМ	Сталь 12Х2Н4А
0	Блестящий нафталинистый. Зерна нафталина средней величины	Блестящий нафталинистый. Зерна нафталина средней величины	Грубонафталинистый	Блестящий нафталинистый. Зерна нафталина средней величины
15	Блестящий нафталинистый. Нафталин меньшей величины, чем в образцах без деформации	Блестящий нафталинистый. Нафталин меньшей величины, чем в образцах без деформации	Блестящий нафталинистый. Нафталин средней величины	Блестящий нафталинистый, зерна нафталина меньшей величины, чем в образцах без деформации

Степень деформации (%)	Вид изломов			
	Сталь 18ХНМА	Сталь 18ХНВА	Сталь 38ХГМ	Сталь 12Х2Н4А
30	Матовый, с незначительным количеством мелкой нафталинистой сыни	Матовый, с незначительной мелкой нафталинистой сынью	Блестящий, мелкокристаллический. Нафталин очень мелкой величины	Матовый, с очень мелкой сынью нафталина
45	Матовый, аморфный, следов нафталина нет	Матовый, аморфный	Блестящий, с блестками нафталина	Матовый
60	То же	То же	То же	То же
75	То же	То же	То же	То же

Вид изломов образцов стали 38ХГМ, перегретых при 1350° и различно деформированных, приведен на фиг. 7. Таким образом, с повышением степени деформации нафталинистое строение стали разрушается и полное



Фиг. 7. Излом образцов стали 38ХГМ, перегретых при 1350° и различно деформированных.

исчезновение его происходит при деформации 30—60%; в зависимости от рода стали.

Механические свойства (статическая и ударная вязкость) восстанавливаются и с исчезновением нафталинистого строения при дальнейшем увеличении степени деформации сохраняются практически неизменными.

4. МЕТОДЫ ИСПРАВЛЕНИЯ ПЕРЕГРЕТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

С целью изыскания метода исправления перегретой легированной стали были проведены различные варианты термической обработки.

Все стали, перегретые до слабонафталинистого строения, при нормальной термической обработке (закалке и отпуске низким или высоким) дают нормальный излом и вязкие свойства.

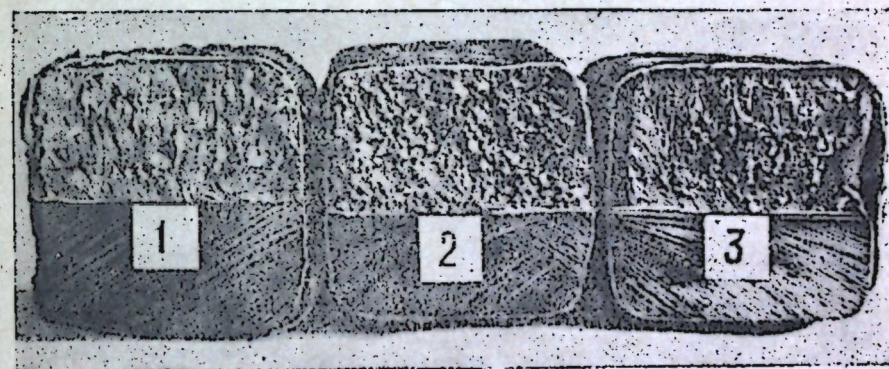
Стали, перегретые до среднего и крупного нафталинистого зерна; в зависимости от легирования и природы изавки, при последующей термиче-

ской обработке могут дать либо нормальное волокнистое строение в изломе и высокие вязкие свойства либо же камневидное строение с низкими статической и динамической вязкостью.

В случае образования камневидного строения последнее не уничтожается методами нормальной термической обработки (нормализация, нормализация с закалкой, низким и высоким отпуском, двукратная закалка с низким или высоким отпуском).

Применение даже сложной термической обработки, а именно, нормализации от 900°, отпуска при 650°, нагрева при 900—920° в течение 16—20 час. закалки от 780—800° и низкого отпуска, — не устраняет камневидного строения. Оно устраняется лишь в случае применения сложной термической обработки от повышенных температур: гомогенизации при 1050—1100° в течение 12—16 час. с последующим охлаждением на воздухе или в печи и нормализации от 900° с высоким отпуском.

Необходимо отметить, что в перегретой стали, давшей при последующей нормализации или закалке камневидное строение, последнее в случае применения повторной закалки может частично разрушиться (фиг. 8) и таким образом мы имеем поле, состоящее из вязкого и камневидного строения.



Фиг. 8. Излом образцов стали 18ХНМА. 1 — образец, перегретый до состояния грубонафталинистого излома; 2 — тот же образец после закалки. Излом камневидный; 3 — тот же образец после нормализации и закалки. Камневидность частично разрушена.

Это явление наблюдается, однако, не во всех случаях. Возникшее камневидное строение может совершенно не исчезнуть при обработке повторными закалками и исчезает только после сложной термической обработки — гомогенизации с нормализацией и отпуском.

То обстоятельство, что камневидное строение в известных случаях может частично разрушиться при повторных закалках, дает основание считать, что зерна камневидного строения не одинаковы по своей устойчивости, как и не одинаковы по своей устойчивости и зерна нафталинистого строения.

Мы имеем случаи образования крупного нафталинистого зерна, переходящего при закалке в волокнистое строение, и наряду с этим образование нафталинистого строения, часть зерен которого при закалке переходит в волокнистое строение, а часть в камневидное.

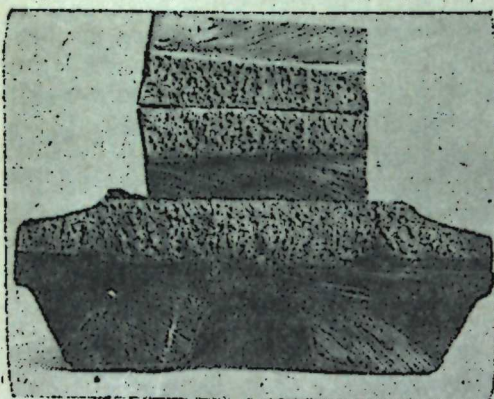
Необходимо отметить, что отдельные зерна камневидного строения могут быть настолько устойчивыми, что с трудом разрушаются нацело даже гомогенизацией или многократными нагревами.

В связи с этим длительность гомогенизации имеет исключительно важное значение.

Авторы наблюдали неоднократно случаи, когда сокращение длительности гомогенизации до 8 час., несмотря на применение последующей сложной термообработки — нормализации, высокого отпуска, цементации (920°) в течение 24 час. закалки и низкого отпуска, давало в изломе изделия

остатки камневидного строения (фиг. 9). Проведенные нами многократные эксперименты как в лабораторных, так и цеховых условиях, позволили разработать основной метод исправления резко перегретых легированных сталей (преимущественно 18ХНВА, 18ХНМА), состоящий из следующего:

- 1) гомогенизация при 1050—1100° в течение 12—16 час.;
- 2) нормализация при 900° в течение 6—8 час.;
- 3) отпуск при 650° (для смягчения изделия).



Фиг. 9. Остатки камневидности в детали из стали 18ХНВА.

Деталь проходила гомогенизацию в течение 8 час., нормализацию, цементацию, закалку и отпуск.

природы плавки и легированности стали.

Наиболее устойчивое строение дают стали, легированные вольфрамом и молибденом; менее устойчивое строение дают стали, легированные кремнием.

В связи с этим стали первого типа при резком перегреве дают при последующей обработке камневидное строение, тогда как стали второго типа дают подобное строение в редких случаях.

Нафталинистое строение представляет собою конгломерат зерен металла, ориентированных в определенном направлении в пределах границ старого аустенитного зерна.

Отсутствие зависимости между крупностью нафталинистого строения и магнитными свойствами указывает именно на строение конгломерата нафталина из мелких зерен. При нормальной термической обработке нафталинистое строение разрушается и образуется нормальное вязкое или камневидное строение.

Нафталинистое и камневидное строение имеют одну и ту же природу перегрева, — различие состоит только в ориентации зерен конгломерата и явлений, связанных с выделением газов при охлаждении. Излом происходит, как в одном, так и в другом случае, по границам мелких зерен конгломерата.

Наибольшая связь явления образования устойчивого нафталинистого и камневидного строения выявляется в зависимости от степени насыщения стали газами (водородом). Это подтверждается как газовыми анализами в лабораторных условиях, так и случаями образования камневидного строения в центре крупных поковок из стали ОХН1М, имеющих в периферийных слоях исключительно нормальное вязкое строение (фиг. 10).

Преобладающее влияние газонасыщенности стали и наличия в ее составе таких легирующих элементов, как вольфрам и молибден, на склонность к перегреву и образованию камневидного зерна заслуживают, безусловно, особого внимания.

Известно, что эти факторы в довлеющей мере определяют и склонность стали к флокенообразованию. Последняя работа Хохота и Шсфегга [5] пока-

зывает тесную связь явления трансформации стали с ее газонасыщенностью. Сталь, выплавленная под вакуумом, не показывает явления трансформации.

Насыщенная газами (преимущественно водородом, отчасти азотом), сталь в случае перегрева (т. е. нагрева до высоких температур) имеет равномерное распределение газов в объеме аустенитного зерна. После охлаждения стали от температуры перегрева мы неизменно имели нафталинистое строение, определяемое однородной ориентацией мелких зерен перекристаллизации в пределах старого аустенитного зерна. Нагрев вновь до температуры критического интервала вызывает явление перераспределения газов (водорода) и диффузию их к устойчивым границам старого, бывшего аустенитного зерна.

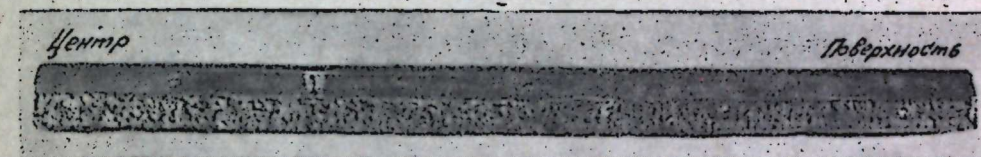
Молибден и вольфрам являются элементами не только повышающими растворимость газов в γ -растворе, но и образующими сложные соединения с участием газов (водорода и азота). При перекристаллизации эти соединения в процессе охлаждения выделяются из γ -раствора преимущественно

ВЫВОДЫ

Эксперименты, проведенные авторами, позволяют сделать вывод, что первичным строением перегрева всех изученных легированных сталей является нафталинистое зерно.

Размер зерна зависит от температуры и длительности перегрева. Преобладающим фактором является температура перегрева.

Зерно нафталинистого строения различно по своей устойчивости, в зависимости от



Фиг. 10. Излом крупной поковки из стали ОХН1М. В центре камневидный излом, а у поверхности нормальный вязкий.

по границам зерна и распадаются с выделением атомарного водорода, что в сильной степени ослабляет прочность границ бывшего аустенитного зерна.

Тот факт, что зерна камневидного излома имеют не только огрешные очертания (уступы), но и всегда выделяются тусклым, матовым оттенком, дает основание к предположению об отложении здесь молибден- и вольфрам-содержащих пленок, возникших в результате разложения водородных соединений.

Разрушение камневидного строения (вернее, нафталинистого строения, дающего камневидное) требует длительного нагрева в области высоких температур (1050—1100°) с тем, чтобы вызвать растворение указанных фильмов и равномерное распределение их в объеме зерна стали.

Поскольку же газы (водород) уже выделены, они не вызывают повторного явления камневидности.

Поглощение газов при процессе гомогенизации не может происходить в той мере, чтобы вызвать явления камневидности. Это подтверждается фактом исправления структуры перегретой стали.

Не представляется возможным устранить явление образования камневидности при субкритических температурах, так как диффузия водорода, находящегося в соединениях, чрезвычайно ослаблена и, кроме того, для осуществления этого необходима весьма длительная выдержка. Однако не исключена возможность исправления перегретой стали и путем весьма длительного отжига ее при субкритических температурах.

Экспериментальная проверка этого положения заслуживает безусловного внимания, несмотря на то, что экономически в производственных условиях такой метод исправления перегретой стали будет значительно менее экономичен сравнительно с методом исправления с помощью гомогенизации. Путем многократных повторных перекристаллизаций (в области $\gamma-\alpha$) представляется возможным также разрушить водородные соединения и вызвать рассредоточение пленок от границ зерна. Однако и этот метод при решении его практического осуществления будет значительно менее экономичен и тем паче менее удобен в производственных условиях.

Механизм влияния газов (водорода) на явления перестройки зерен конгломерата (нафталинистое — камневидное) требует постановки специальных опытов с применением вакуумных плавок и плавок, насыщенных газами.

Камневидное строение стали исправляется с помощью сложной термической обработки — гомогенизации с нормализацией.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н. Лапотышкин. Изучение природы нафталинистого излома в быстрорежущей стали. Труды Уральской конференции по термической обработке стали и чугуна, в. 1, 1939.
2. К. А. Малышев. Исправление структуры перегретой стали, Труды II Всесоюзной конференции термистов, 1941.
3. К. А. Малышев. Камневидный излом в стали в связи с ее перегревом при горячей механической обработке, «Сталь» № 11—12, 1944.
4. И. Браинин. Термическая обработка хромомolibденоалюминиевой стали марки 38ХМЮА, «Сталь» № 2—3, 1945.
5. R. Pohage u. R. Schäfer. К вопросу о кристаллизации стальных слитков, Arch. f. d. Eisenhüttenw. Bd. 13, H. 3. 1939. Sept. 123/125; также «Metallurg» № 2, 1940.

В. И. Архаров, Н. А. Пимаде

СТРОЕНИЕ ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ

I. СТРОЕНИЕ СТАЛИ, ХАРАКТЕРИЗУЕМОЙ НАФТАЛИНИСТЫМ ИЗЛОМОМ

1. Общие соображения

Как известно, перегрев стали, т. е. длительный нагрев ее при температурах значительно выше точки A_{c3} , но ниже линии солидуса, вызывает собирательную рекристаллизацию (рост зерна) аустенита. При последующем охлаждении, перекристаллизация $\gamma \rightarrow \alpha$ в ряде случаев идет кристаллографически закономерно в каждом монокристалльном аустенитном зерне. Продукты перекристаллизации поэтому оказываются объединенными в границах бывшего аустенитного зерна некоторым единообразием строения, проявляющимся в характерном виде излома стали («нафталинистый» излом); оно существенно влияет на ударную вязкость, снижая ее. В перегретой стали сохраняются явные следы крупнозернистости аустенита. Хотя кристаллики в охлажденной стали мелкие, тем не менее они объединены в комплексы, каждый из которых ведет себя в некоторых отношениях как единое, крупное зерно («псевдозерно») и своими границами совпадает с бывшим зерном аустенита, существовавшим до охлаждения (выше A_{c3}). По этой причине такую сталь часто называют «крупнозернистой». Поверхность нафталинистого излома состоит из более или менее крупных «фасеток», т. е. площадок, обнаруживающих селективный блеск при варьировании угла наклона образца относительно падающего света и направления зрения. Размеры фасеток соответствуют поперечным размерам зерен аустенита, существовавшим при температурах выше A_{c3} . Селективный блеск характерен для кристаллографически упорядоченных, анизотропных объектов. В соответствии с этим фактом и с теорией закалки стали Г. В. Курдюмова [1] строение псевдозерна перегретой стали в «нафталинистом» состоянии можно представлять себе, как конгломерат закономерно ориентированных друг относительно друга мелких кристаллов α -фазы, образовавшихся из исходного монокристалльного зерна аустенита путем упорядоченной перестройки его решетки, идущей в разных участках последней по одному из ограниченного числа определенных возможных способов, хотя и различных, но связанных между собою кристаллографически.

Исследуя перегретую сталь 18ХНМА, мы получили рентгенографическую картину строения нафталинистого псевдозерна, подтверждающую и детализирующую эти представления.

2. Методика рентгенографического исследования отдельных зерен перегретой стали

Так как для рентгенографирования желательно было иметь плоскую поверхность образцов, мы прежде всего изыскивали возможность выявлять «нафталинистые» псевдозерна на плоском шлифе. Для этого мы травили

шлифы царской водкой при 25—30° С в течение 5—7 мин.; образующийся при этом темный осадок смывался сильной струей воды. На высушенном шлифе вполне четко выявлялась макроструктура из крупных участков с селективным блеском, представлявших собою отдельные псевдозерна. У образцов, перегретых при 1350°, они имели линейный размер 3—5 мм. Применяя достаточно узкий первичный пучок рентгеновых лучей, можно было получить рентгеноструктурную картину от участков поверхности шлифа площадью 1—2 мм². Таким образом, в пределах одного и того же псевдозерна можно было рентгенографировать 3—5 участков, не перекрывающихся взаимно и отстоящих друг от друга и от краев псевдозерна на 0,5—1 мм. Последовательно сошлифовывая образец, можно было, кроме того, получить еще рентгенограммы и участков того же псевдозерна, расположенных на разных глубинах. Для съемки дебаграмм шлифы устанавливались под углом 42° к оси первичного пучка, а рентгенопленка закладывалась в цилиндрическую кассету, причем ось цилиндра совмещалась с осью первичного пучка. На развернутой рентгенограмме дебаевские линии представляли собою поперечные прямые.

Кроме рентгенографирования по Дебаю, производились съемки по Лауэ, для чего изготовлялись плоские тонкие образцы (толщиной 0,15—0,25 мм). Камеры Лауэ имели обычную конструкцию; первичный пучок рентгеновых лучей направлялся перпендикулярно плоскости образца, плоская рентгенопленка помещалась за образцом, параллельно его плоскости, на расстоянии 30 мм от него. При съемке как по Дебаю, так и по Лауэ была обеспечена возможность точно попадать первичным пучком в намеченный участок и при повторных съемках попадать в тот же участок, что и при первой съемке. С тонких образцов получались рентгенограммы как Лауэ, так и Дебая.

Таким путем было исследовано несколько десятков разных псевдозерен.

3. Общая характеристика результатов рентгеновского исследования отдельных «нафталинистых» зерен в стали

Результаты этого анализа можно описать следующим образом:

а) На дебаграммах почерпение сосредоточивается в коротких пятнах, что свидетельствует о высокой степени совершенства однообразной ориентации мелких кристаллов, образующих псевдозерно.

б) Псевдозерно не является, однако, монокристаллом, так как вместо одиночного расположения пятен на рентгенограммах часто наблюдается группирование пятен по два-три и даже четыре, что свидетельствует о наличии нескольких кристаллографически различных видов ориентровок.

в) Хотя примененная методика и не позволила получить полной картины этих ориентровок в виде полюсной фигуры для каждого данного псевдозерна (ориентированного относительно внешней плоскости образца совершенно случайно), но, несомненно, эти ориентровки закономерно связаны между собой курдюмовскими соотношениями. Сравнительная немногочисленность пятен, получающихся на рентгенограммах разных псевдозерен, может быть качественно истолкована как следствие немногочисленности реализующихся в каждом псевдозерне курдюмовских ориентровок (2—4 из общего числа 24 возможных по Курдюмову).

г) Рентгенограммы различных неперекрывающихся участков одного и того же нафталинистого псевдозерна имеют чрезвычайно ясно выраженное сходство между собой как в отношении числа, формы и расположения пятен, так и в отношении их относительной интенсивности.

д) На дебаграммах часто наблюдаются одиночные, редко расположенные пятна, соответствующие аустениту. На одной и той же дебаевской линии аустенита обычно не наблюдается более одного пятна.

е) Пятна, лежащие на одной и той же дебаевской линии, под разными, но близкими друг к другу азимутами, обычно обладают разной интенсивностью, но относительная интенсивность их на дебаграммах различных участков одного и того же псевдозерна остается постоянной.

ж) Лауэграммы псевдозерна содержат сравнительно немногочисленные крупные пятна, имеющие сильное радиальное размытие. Это свидетельствует о наличии искажений решетки и пластической деформации однообразно ориентированных кристалликов, составляющих псевдозерно. Деформации и искажения, очевидно, являются следствием объемных изменений, при фазовом превращении $\gamma \rightarrow \alpha$.

4. Строение «нафталинистого зерна» стали

Наши непосредственные наблюдения подтверждают общие соображения о природе «нафталинистого» состояния стали и позволяют сделать следующие заключения о строении «нафталинистого зерна».

«Нафталинистое зерно» поликристаллично и притом мелкокристаллично. Кристаллы, образующие нафталинистое зерно, разделяются на несколько групп, дискретно различающихся между собою по ориентровке кристаллов. Кристаллы разных групп перемешаны между собою во всех частях нафталинистого зерна. В различных участках одного и того же нафталинистого зерна такое поликристаллическое строение одинаково. Всюду имеются перемешанные между собою кристаллики одних и тех же групп ориентровок, причем процентное количество кристалликов, принадлежащих к каждой из этих групп, всюду одинаково. Кристаллики остаточного аустенита, участвующие в смеси, имеют единственную ориентровку также всюду в пределах одного и того же нафталинистого зерна.

Таким образом, строение нафталинистого зерна можно охарактеризовать как сложную текстуру, представляющую собою суперпозицию нескольких простых текстур, оси которых образуют друг с другом дискретные углы.

С последним обстоятельством хорошо согласуется довольно резко выраженная селективность блеска нафталинистых зерен на травленных макрошлифах и фасеток в нафталинистом изломе; блеск в пределах одного и того же нафталинистого зерна загорается сразу при определенном положении образца и не угасает при поворотах образца от этого положения в пределах не б о л ь ш о г о угла; блеск обычно наблюдается в двух положениях образца, различающихся на 180°.

Очень интересен тот факт, что в нафталинистых зернах на макрошлифах часто наблюдаются прямолинейно ограниченные «прослойки», подобные двойникам в зернах пластически деформированного металла; блеск этих прослоек дискретно отличается от блеска остального (основного) поля нафталинистого зерна.

В некоторых случаях удалось заснять рентгенограммы, отдельно от участков основного поля зерна, по обе стороны «прослойки» и от участка, целиком лежащего в пределах достаточно широкой «прослойки». При этом оказалось, что рентгеновская картина структуры в участках основного поля всюду одинакова, картина же структуры в «прослойке» отличается совершенно иным расположением пятен альфа-фазы. Можно полагать, что в основном поле зерна и в «прослойке» реализовались различные группы курдюмовских ориентаций α -фазы. Кристаллографически закономерная связь этих групп ориентровок обуславливает прямолинейность границ между прослойкой и основным полем зерна¹.

Положение и интенсивность соответственных пятен аустенита оказываются одинаковы не только на рентгенограммах различных участков одного и того же однородного по блеску зерна, но также и на рентгенограммах участков основного поля и «прослойки» зерна, содержащего также прослойки. Следовательно, ориентация кристалликов остаточного аустенита всюду одинакова как в основном поле, так и в «прослойках».

¹ В одном случае одно крупное нафталинистое зерно на макрошлифе оказалось разделенным на 5 прямолинейно разграниченных полос. Дебаграммы I, III и V этих полос имели одинаковое расположение пятен α -фазы; дебаграммы же с II и IV полос — иное.

5. Процесс образования «нафталинистого» строения стали в результате перегрева

Наиболее вероятную картину процесса создания структуры, характерной для нафталинистого состояния стали, можно описать следующим образом.

В результате высокотемпературной выдержки при перегреве происходит собирательная рекристаллизация (рост зерна) аустенита. Каждое зерно аустенита при этом (при температуре перегрева и при последующем охлаждении, пока температура еще остается выше точки начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения) представляет собою монокристалл аустенита.

При достаточно быстром охлаждении, в момент перехода через точку $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, происходит упорядоченная перестройка решетки γ -фазы в решетку α -фазы (по Курдюмову). Как известно, эта перестройка может осуществляться одним из 24 способов, кристаллографически эквивалентных, но геометрически различающихся (расположением в пространстве направлений и плоскостей, по которым нужно произвести преобразование γ -решетки, чтоб получить α -решетку).

Ориентация образующейся решетки α -фазы относительно исходной решетки аустенита будет получаться различной, в зависимости от того, по какому из возможных курдюмовских путей перестройка осуществилась. Так как реализация каждого из этих 24 способов перестройки в совершенно правильной γ -решетке равновероятна, то при определенных условиях в монокристалле аустенита может возникнуть сложная текстура, состоящая из наложения нескольких простых текстур, каждая из которых образована кристалликами α -фазы, ориентированными по одному из 24 направлений. Исходный монокристалл аустенита разбивается на мелкие кристаллики — фрагменты, в каждом из которых упорядоченная перестройка происходит по тому или иному из 24 курдюмовских способов; по каждому из этих способов перестраивается одинаковое число фрагментов.

При некоторых условиях, однако, не все 24 пути перестройки оказываются одинаково легко осуществимыми и оно идет лишь по нескольким из них, иногда по одному или двум-трем. Причиной этому могут служить различного рода нарушения правильности кристаллической решетки, распределенные в ней не вполне равномерно; такое влияние, например, могут оказывать атомы легирующих элементов, частично заменяющие атомы железа в узлах его решетки и искажающие ее, вследствие различия радиусов атомов легирующего элемента и железа.

Упорядоченная перестройка, начавшаяся в какой-либо точке аустенитного зерна, распространяется¹ в решетке в виде волны с более или менее широким плоским фронтом, которая пробегает через решетку, оставляя за своим фронтом решетку, уже перестроившуюся по одному из возможных курдюмовских способов.

Очевидно, перестройка может начинаться независимо в различных, случайно расположенных точках; и распространяться волной в различных (дискретно ограниченных курдюмовским механизмом) направлениях. Если какая-либо из этих волн встретит на своем пути область, где уже успела пройти другая волна, исходившая из другой точки, то более поздняя волна остановится на границе этой области, а если фронт более поздней волны шире, чем область уже перестроившейся решетки, то вторая волна на перекрившейся части фронта затухнет, а на непокрытой будет распространяться дальше. В результате таких процессов вся, первоначально единая, решетка зерна аустенита окажется изоборуженной областями, где проходили волны перестройки и где после этого содержится решетка α -фазы, обладающая той или иной из курдюмовских ориентировок относительно исходной решетки.

¹ Все же механические колебания в решетке распространяются со скоростью звука.

В решетке аустенита перестройка по некоторым из 24 курдюмовских путей может быть какими-либо причинами затруднена и осуществляться будут лишь некоторые из них; притом относительные частоты их реализации в данном зерне аустенита могут быть неодинаковы. В то же время, как показывает опыт, относительная частота реализации каждой из них одинакова во всем объеме одного и того же зерна аустенита, и в образующемся нафталинистом зерне относительные количества областей с той или иной ориентацией α -решетки всюду одинаковы.

В конгломерате этих пересекающихся областей могут оставаться островки исходной решетки — остаточного аустенита. Курдюмовская закономерность связи ориентировок всех этих фрагментов, возникших на месте исходного монокристалльного зерна аустенита, объединяет их и отличает их совокупность от других аналогичных конгломератов подобных же фрагментов, образовавшихся в объеме других зерен аустенита, непосредственно примыкавших к данному, до превращения. Нафталинистое зерно можно коротко назвать курдюмовским псевдомонокристаллом с неполным числом составляющих его текстур¹. В этом смысле мы его называем псевдозерном.

Поскольку каждый из фрагментов, заключенных в псевдозерне (в том числе и островки остаточного аустенита) является монокристаллом, эти фрагменты можно назвать элементарными зернами стали. Естественно, что объемные изменения, происходящие при перестройке решетки, вызывают некоторые отклонения от кристаллографически правильной ориентации различных элементарных зерен; последние слегка варьируют в пределах некоторого телесного угла, характеризующего степень совершенства текстур.

В нафталинистом псевдозерне, полученном в результате охлаждения стали непосредственно после перегрева, или называя его короче, в первом псевдозерне, степень совершенства текстур очень высока.

II. ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ ПРОЯВЛЕНИЯ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ, ХАРАКТЕРИЗУЕМЫХ НАФТАЛИНИСТЫМ И КАМНЕВИДНЫМ ИЗЛОМАМИ

Охлажденная непосредственно после перегрева сталь дает обычно более или менее «крупнозернистый»² нафталинистый излом.

Производственный и лабораторный опыт показывают, что в ряде случаев такое свойство стали, приобретенное в результате перегрева, оказывается устойчивым в том смысле, что после перекристаллизации оно сохраняется: излом снова получается нафталинистый и притом столь же «крупнозернистый», как и в первичном состоянии после перегрева. Несмотря на это, в таком «вторичном нафталинистом состоянии» сталь имеет металлографически выявляемое мелкое «зерно». Точно так же в аустенитном состоянии, в которое переходит сталь при перекристаллизации из первичного нафталинистого состояния, металлографически выявляемое³ зерно аустенита оказывается мелким. Этот, на первый взгляд, странный факт имеет весьма простое объяснение, предложенное К. А. Малышевым [3], исследовавшим изменение вида излома при термообработке некоторых сталей в связи с их микроструктурой. Малышев заключил из равенства размеров фасеток вторичного и первичного «нафталина», что вторичные нафталинистые зерна воспроизводятся «на месте» первичных и так же, как первичные, характеризуются единообразием ориентировки составляющих их кристалликов; мелкость же металлографически выявляемого «зерна» свидетельствует о том, что при переходе первичного нафталинистого зерна

¹ Реализуемость не всех курдюмовских ориентировок при распаде аустенита и воспроизводимость небольшого их числа при повторных перекристаллизациях косвенным методом была наблюдаена Брюхановым [2] при отжиге текстурированной листовой стали (с 0,05%С). Автор не согласен, однако, с объяснением, которое предложил для этого явления Брюханов.

² В основном, для данной марки стали, в зависимости от температуры перегрева.

³ Наблюдаемое под микроскопом при нагреве образца в вакууме.

в аустенитное состояние получается хорошо текстурированный поликристаллический агрегат, объединенный единством ориентировки во всем объеме, который был занят исходным аустенитным монокристалльным зерном, существовавшим при перегреве. Благодаря этому единству ориентировки, при новом охлаждении в том же объеме возникает снова нафталинистое состояние; в каждом мелком зерне аустенита распад идет совершенно так же, как шел распад в исходном крупном монокристалльном зерне аустенита при первом охлаждении после перегрева; продукты распада оказываются ориентированными единообразно во всем объеме, где имелось единство ориентировки мелких зерен аустенита, т. е. все в том же объеме исходного аустенитного зерна, существовавшего при перегреве. Микроструктура при этом обрисовывает картину распада в каждом мелком зерне аустенита; единообразные ориентации продуктов этого распада в различных мелких зернах аустенита металлографически не обнаруживается, но в изломе оно проявляется в виде нафталинистой фасетки.

В отличие от К. А. Малышева, мы в своей работе, пользуясь рентгенографическим методом, не могли судить о размерах металлографически выявляемого зерна, а имели дело с «псевдозерном», которое определяется единообразием ориентаций кристалликов (элементарных зерен) во всем его объеме.

С другой стороны, в отличие от К. А. Малышева, мы выводили заключение об ориентационных характеристиках материала с помощью не более непосредственного рентгенографического метода и могли наблюдать изменения строения на разных этапах термообработки одного и того же конкретного зерна. При этом мы могли более непосредственно подтвердить правильно угаданное К. А. Малышевым обстоятельство, на котором по сути дела основано данное им объяснение, а именно, что псевдозерно первичного нафталина и совокупность вторичных псевдозерен, образующих «зерно» вторичного нафталина, совпадают по своему положению, форме и размерам. Характер сложной текстуры в них почти одинаков и различие в них сводится к некоторому снижению степени совершенства составляющих ее простых текстур. Снижение это является естественным и понятным следствием объемных изменений при фазовом превращении, нарушающих правильность взаимной ориентации кристалликов — продуктов превращения. За исключением этого снижения, рентгеновская картина нафталинистого псевдозерна в первичном и во вторичном состояниях в ряде случаев полностью воспроизводится (так же, как макрокартина). Соответственно этому снижению ухудшается и четкость выраженности нафталинистого (фасеточного) характера излома.

Однако наблюдались также случаи, когда перекристаллизация стали, находившейся в первичном нафталинистом состоянии, не приводила к воспроизведению нафталинистого излома, но переводила сталь в состояние, характеризующееся камневидным изломом. Камневидный излом получается не у всех марок стали и не при всяких условиях; марки, где камневидный излом может иметь место, обладают в различной степени «склонностью» к этому явлению. Подобные случаи были наблюдаемы и рентгенографически исследованы нами (на стали 18ХНМА).

Наиболее существенным обстоятельством при этом является то, что в камневидном изломе линейный размер «зерна» оказывается величиной того же порядка, а контуры «зерна» такими же, как и в исходном нафталинистом изломе (и на макрошлифе нафталинистой стали).

III. СТРОЕНИЕ СТАЛИ, ХАРАКТЕРИЗУЕМОЙ КАМНЕВИДНЫМ ИЗЛОМОМ

I. Макроструктура стали, характеризующейся камневидным изломом

Травление царской водкой макрошлифов стали, характеризующейся камневидным изломом, дает обычно картину, существенно отличающуюся от картины травления стали в нафталинистом ее состоянии.

На макрошлифах «нафталинистой» стали разделение полей псевдозерен по их селективному блеску очень четкое. При поворотах шлифа блеск резко загорается или угасает равномерно и одновременно по всему полю; благодаря этому границы блестящих и темных полей обозначаются весьма резко, причём эти границы имеют сравнительно простую форму очертаний.

В отличие от этого, на макрошлифах стали в «камневидном» состоянии (после перекристаллизации «нафталинистой» стали) поля с одинаковым селективным блеском гораздо мельче. Границы этих полей имеют сложную, вычурную форму и весьма перекривлены. Блеск в пределах одного и того же поля при поворотах шлифа загорается или угасает не одновременно во всем поле, а «переливается»; наподобие перламутрового. Обвести контур поля острием карандаша, в отличие от нафталинистого состояния, крайне трудно.

При исследовании тонких пластинок (не свыше 0,22 мм), вырезанных из стали, дающей камневидный излом, редко оказывалось возможным найти соответственные очертания границ полей на обеих сторонах пластинки, в отличие от нафталинистого состояния, где подобное соответствие на образцах-пластинках всегда имело место. Это говорит о сложности формы и о малых размерах областей, дающих одинаковый блеск при камневидном состоянии.

2. Общая характеристика результатов рентгеновского исследования «камневидного» строения стали

Методика рентгенографирования образцов «камневидной» стали была такая же, как и при исследовании стали «нафталинистой». Благодаря размерельченности и вычурной форме взаимно перекрещивающихся полей, исследование однородных по виду участков рентгеновским пучком обычных поперечных размеров было затруднено.

Дебаграммы различных участков таких макрошлифов содержат значительно большее число пятен на дебаевских линиях, чем рентгенограммы исходной нафталинистой стали (при одинаковом размере нафталиновых и камневидных зерен в изломе). Пятна на дебаграммах макрошлифов «камневидной» стали в двух отношениях отличаются от пятен на дебаграммах «нафталинистой» стали. Вместо четких пятен небольшого размера, получающихся при нафталинистом состоянии стали, в состоянии камневидном получаются пятна, вытянутые вдоль дебаевских линий и иногда закономерно расщепленные. Все это указывает на существенное снижение степени совершенства текстуры и на уменьшение размеров областей, в каждой из которых имеет место единообразие текстур.

Границы крупного зерна, обнаруживаемого в камневидном изломе, на макрошлифе не различаются среди многообразия полей «перламутрового» блеска. В связи с этим при съемке с плоского широкого макрошлифа нет гарантии, что весь участок, освещаемый первичным рентгеновским пучком, принадлежит одному и тому же камневидному зерну и что не освещается стык двух или нескольких камневидных зерен.

Для того, чтобы получить такую гарантию и иметь возможность рентгенографически характеризовать строение камневидного зерна, был применен следующий прием. На рельефной поверхности камневидного излома зашлифовывались верхушки выступающих камневидных зерен так, чтобы лишние части этих зерен и впадины излома остались невыровненными в одну плоскость шлифа. Тогда получались шлифованные площадки, принадлежащие — каждая одному только определенному камневидному зерну. Травление этих площадок царской водкой дало ту же макроструктуру, характеризующую мелкими, пестрыми и вычурно ограниченными полями с «перламутровым» блеском, что и макроструктура на сплошных плоских шлифах стали в том же камневидном состоянии.

Дебаграммы таких площадок выглядят так же, как и дебаграммы произвольных участков сплошных макрошлифов стали в том же состоянии. Дебаграммы различных перекрывающихся участков одной и той же

площади оказались совершенно различными по числу и расположению пятен на дебаевских линиях.

Лауэграммы тонких пластинок, вырезанных из стали, характеризуемой камневидным изломом, содержат пятна в форме узких штрихов, в основном одинаковой длины, располагающихся в виде кольцеобразного венчика вокруг центра следа первичного лучка. Штрихи располагаются радиально, в некоторых участках кольцеобразного венчика сгущаются или разрежаются, и некоторые из них выступают по длине за ширину венчика. Астеризм — значительно меньше, чем на лауэграммах нафталинистых зерен.

Поверхность камневидных зерен, также обнаженную при изломе, мы также подвергали рентгеноанализу по Дебаю. Несмотря на варьирование условий съемки многих зерен, мы ни в одном случае не обнаружили на дебаграммах признаков каких-либо других, дополнительных фаз. Напомним, однако, что чувствительность дебаевского метода фазового анализа невелика.

Следует указать, что при этих съемках было обнаружено, что в поверхностном слое камневидных зерен кристаллики металла очень мелки и полностью дезориентированы; дебаевские линии получаются сплошные и нужно было многократно протравить рентгенографируемую поверхность царской водкой, чтобы удалить этот мелкокристаллический дезориентированный слой и дойти до структуры, характерной для внутренней части камневидного зерна и сохраняющейся при дальнейшем травлении на значительно большую глубину.

Для сравнения были произведены такие же съемки нафталинистых фасеток на свежем нафталинистом изломе. Здесь также самый поверхностный слой оказался мелкокристаллическим, дезориентированным, но он гораздо толще поверхностного слоя на камневидном зерне, так как для его удаления требовалась в несколько раз меньшая продолжительность травления, чем в случае камневидного зерна.

Подвергая перекристаллизации образцы в виде тонких пластинок, вырезанных из стали в первичном нафталинистом состоянии, и наблюдая по дебае- и лауэграммам за изменением строения первичного нафталинистого псевдозерна, мы в некоторых случаях замечали, что полного воспроизведения рентгеновской картины строения первичного псевдозерна во вторичном псевдозерне не происходит. Различия при этом замечались в виде появления лишних пятен, в продольном размытии и в смещении основных дебаевских текстурных пятен, в изменении их относительной интенсивности, различном для разных участков данного псевдозерна.

Ввиду тонко-пластинчатой формы образца мы не имели возможности выяснить, какой тип излома соответствовал состоянию стали с такими изменениями строения, которые соответствовали указанным только-что изменениям рентгеновской картины.

С другой стороны, мы имели случаи, когда камневидному состоянию стали соответствовали рентгеновские картины, а также и картины макротравления, мало отличающиеся от характерных для нафталинистого состояния, хотя отличия имели место в тех же отношениях, как и выше-указанные (повышенное число пятен, продольное размытие текстурных максимумов на дебаевских линиях, различие относительной интенсивности соответствующих пятен на рентгенограммах различных участков одного и того же поля с одинаковым характером блеска, которое протравливается сравнительно четко на макрошлифе и пр.).

Таким образом, на данном этапе изучения нельзя установить четкого рентгенографического критерия для различия нафталинистого и камневидного состояний стали и рентгенографических признаков наступления момента перехода от первого ко второму.

3. Строение «камневидного зерна» стали

Из результатов наших исследований можно заключить, что «камневидное зерно» представляет собою претерпевшее некоторое изменение внутрен-

него строения нафталинистое псевдозерно. Изменение состоит в нарушении единообразия строения. По меньшей мере, происходит ухудшение степени совершенства текстур, имеющихся в нафталинистом зерне; отдельные кристаллики в составе этих текстур отклоняются от параллельности оси текстуры в пределах некоторого телесного угла, существенно большего, чем при нафталинистом состоянии. Кроме того, направление самой оси текстуры несколько варьирует при переходе от точки к точке в пределах псевдозерна, что обуславливает «переливание» селективного блеска на макрошлифе и смещения пятен вдоль дебаевских линий на рентгенограммах.

В случае большего нарушения единообразия строения, в некоторых участках псевдозерна наряду с прежними текстурами могут возникнуть новые, дающие дополнительные пятна на рентгенограммах и меняющие характер блеска; распределение кристалликов между текстурами в различных участках псевдозерна становится различным: в одной области псевдозерна большая часть кристалликов участвует в одной из составляющих текстур, в другой же области того же псевдозерна преобладает другая текстура; это вызывает изменение относительной интенсивности соответствующих пятен на рентгенограммах различных участков одного и того же псевдозерна, а также вызывает «передивчатость» блеска.

В случаях еще большего нарушения единообразия строения исходное нафталинистое псевдозерно оказывается разделенным на несколько областей, в каждой из которых строение вполне аналогично только-что описанному (т. е. претерпевшему описанные нарушения нафталинистому), но в разных таких областях имеется своя, независимая система текстур. Отсутствие признаков какого-либо соответствия в расположении пятен на рентгенограммах разных таких областей одного и того же камневидного зерна, обнаруживаемых при просмотре большого рентгенографического материала, заставляет предполагать, что ориентации, наблюдаемые в разных областях, не связаны между собой кристаллографическими соотношениями.

4. Процесс образования «камневидного» строения стали

В то время, как у нафталинистого псевдозерна объединяющим фактором является единообразие строения в его объеме, у камневидного псевдозерна этот фактор определенно оказывается подавленным. Интергранулярный характер камневидного излома и упомянутое уже равенство размеров и одинаковая форма псевдозерна в камневидном и в предшествовавшем ему нафталинистом состояниях, показывают, что фактором, объединяющим камневидное зерно, является особое, устойчивое состояние его границ, приобретенное при перегреве стали зерном аустенита, сохранившееся при переходе стали в нафталинистое состояние, хотя и оставшееся при этом в скрытом виде.

Переход из нафталинистого состояния в камневидное заключается в нарушении характерного для нафталинистого состояния единообразия внутреннего строения псевдозерна. Хотя при перекристаллизации нафталинистой стали превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ идет диффузионным путем, но вновь возникающие кристаллы аустенита испытывают ориентирующее влияние исходной фазы. Это влияние может проходить либо посредством механизма, аналогичного указанному Конобеевским¹, либо же оно оказывается остаточным аустенитом, играющим роль «затравки» при перекристаллизации. Возникающие при этом в пределах псевдозерна мелкие зерна аустенита будут

¹ Как было указано Конобеевским [4], образование зародыша попой решетки внутри исходной решетки, идущее путем диффузионного перегруппирования атомов, с большой вероятностью может начаться в той плоскости исходной решетки, где взаимное расположение атомов наиболее близко к их расположению в некоторой, соответствующей кристаллографической плоскости зарождающейся решетки. Когда в некотором участке такой плоскости диффузионная перегруппировка создает конфигурацию, свойственную соответствующей плоскости зарождающейся решетки, начнется диффузионное наращивание последней на эту площадку и вырастающий кристалл окажется закономерно ориентированным относительно исходного.

одинаково ориентированы (К. А. Малышев) и их совокупность в отношении ориентировки решетки будет эквивалентна тому монокристалльному зерну аустенита, которое существовало при перегреве и из которого возникло первичное нафталинистое псевдозерно. Последующее обратное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, при охлаждении, может, как и при первичном охлаждении, идти упорядоченной перестройкой решетки по Курдюмову, т. е. ориентирующее влияние исходной фазы распространится и на эту ступень. Хотя псевдозерно и будет разбито на несколько более мелких вторичных псевдозерен, но характер текстур всюду в них будет одинаков.

Однако объемные изменения, происходящие при фазовых превращениях, нарушают стройность ориентировки продуктов этих превращений относительно исходной решетки.

Наряду с этим имеется вероятность независимого от ориентации исходной решетки, вполне случайного, дезориентированного зарождения центров кристаллизации новой фазы. При этом в пределах прежнего крупного псевдозерна вырастает несколько более мелких вторичных псевдозерен, с различной, самостоятельной у каждого из них ориентировкой осей текстур.

Случайность ориентации зародышей, одновременность их возникновения, различия в скоростях роста кристаллов, — приводят к тому, что границы, по которым происходит их смыкание, имеют неправильную, вычурную форму.

До тех пор, пока при перекристаллизациях перегретой стали единообразие строения в пределах каждого псевдозерна в достаточной степени сохраняется, сохраняется и нафталинистый тип излома.

Когда же это единообразие в достаточной мере будет нарушено, может проявиться излом камневидный. Нарушение единообразия внутреннего строения псевдозерна может быть вызвано не только перекристаллизациями, но также и пластической деформацией. Этим объясняются случаи, когда камневидный излом проявляется сразу после перегрева (как бы минуя стадию нафталинистого состояния). Это может, например, получиться при ковке перегретой стали. Частично («местный») камневидный излом может сразу после перегрева проявиться и при резких неоднородностях условий охлаждения после перегрева из-за действия температурных напряжений.

Необходимо подчеркнуть, что все вышеназванные структурные предпосылки для проявления камневидного излома являются необходимыми, но отнюдь не достаточными. Камневидный излом получается в перегретой стали далеко не всегда, хотя бы и имело место нарушение нафталинистого состояния.

Весьма часто нарушение единообразия строения нафталинистого псевдозерна сразу переводит сталь в нормальное состояние, характеризующееся нормальным, мелкокристаллическим изломом.

Указанное выше особое состояние границ¹ псевдозерна, определяющее возможность проявления камневидности стали после нарушения нафталинистого ее состояния, приобретает сталью не при всяких условиях перегрева. Устойчивость границ исходного аустенитного зерна в микроструктурной картине наблюдалась неоднократно, в частности К. А. Малышевым [3, 5]. В. И. Архаров и А. П. Петрова [6] несколько ранее наблюдали подобное явление в крупнозернистом железе: границы исходного зерна сохранялись при нескольких последовательных перекристаллизациях, тогда как внутри этих границ происходило размельчение, причем границы между вторичными зернами каждый раз получались новыми, независимо от расположения этих границ после предыдущей перекристаллизации.

¹ Это особое состояние не выявляется на макроструктуре, где границы первичного псевдозерна не могут быть отличены среди многообразия границ вторичных псевдозерен.

К. А. Малышев придерживается той точки зрения, что эта устойчивость вызвана образованием по границам исходного зерна аустенита тонкой оболочки из некоторой металлической фазы, выпадающей из аустенита при охлаждении и сохраняющейся при последующих не слишком высоких нагревах стали, хотя перекристаллизация и вызывает размельчение зерна внутри такой оболочки. Малышев считает, что эта металлическая фаза обладает достаточно большой растворимостью в аустените при высоких температурах и полностью растворена при них в объеме зерна аустенита. При понижении же температуры эта фаза из-за уменьшения ее растворимости пересыщает зерно аустенита и выпадает по границам.

В ряде случаев такие прослойки по границам исходных аустенитных зерен действительно наблюдаются, однако далеко не во всех тех случаях, когда выявляется устойчивость этих границ.

В одной из следующих статей этого сборника [7] излагается другая, по мнению авторов, — более правильно объясняющая детали явления, гипотеза о природе этого особого состояния границы и о механизме его возникновения, в которой основная роль отводится поверхностному слою аустенитного зерна.

IV. МЕХАНИЗМ ИЗЛОМА ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ В НАФТАЛИНИСТОМ И В КАМНЕВИДНОМ СОСТОЯНИЯХ

Однородное строение первичного нафталинистого псевдозерна с высокой степенью совершенства текстуры, всюду в его объеме имеющей одинаковый кристаллографический характер, позволяет пройти разрушению через все псевдозерно, коль скоро в плоскости возможного раскола псевдозерна возникнут достаточно большие напряжения. Здесь под терминном «плоскость возможного раскола» разумеется плоскость, параллельно которой в каждом элементарном зерне данного псевдозерна располагается такая кристаллографическая плоскость, по которой раскол может пройти наиболее легко. Состояние, в которое переходит нафталинистое псевдозерно после перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ (при не слишком высокой температуре нагрева), характеризуется, как было описано в предыдущем параграфе, разделением на более мелкие вторичные псевдозерна с текстурами, в ряде случаев незакономерно повернутыми у каждого из них относительно других, и как правило, с заметной расстройкой этих текстур в пределах одного и того же вторичного псевдозерна. При достаточной степени такого нарушения первоначального единообразия строения псевдозерна, в последнем более уже не существует единой (для всего его объема) плоскости возможного раскола.

Разрушение, если оно и начнется в пределах какого-либо вторичного псевдозерна, будет заблокировано на границе ближайшего соседнего вторичного псевдозерна, или же затухнет в том же вторичном псевдозерне, где и возникло, из-за расстройкой текстуры в нем.

Таким образом, первичное псевдозерно после перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ оказывается как бы упроченным. В этом случае границы первичных псевдозерен представляют меньшее сопротивление разрушению, чем их толща, в противоположность нафталинистому состоянию, когда эти границы представляют большее сопротивление, чем однородно текстурированное во всем своем объеме псевдозерно, создающее нафталинистый излом. Особое состояние границ первичных псевдозерен, ранее ими приобретенное при перегреве, отличает их от границ вторичных псевдозерен. По этой причине излом идет именно по границам первичных псевдозерен, воспроизводящим в стали контуры аустенитных зерен, существовавших при перегреве, хотя уже не только эти аустенитные зерна исчезли, превратившись в псевдозерна, но и последние в значительной степени потеряли отличавшее их единообразие внутреннего строения.

РЕЗЮМЕ

1. Проведено рентгенографическое исследование строения отдельных нафталинистых зерен перегретой стали, обнаруживающихся в изломе в виде специфических фасеток и на макрошлифе в виде полей одинакового селективного блеска.

Исследованиям различных неперекрывающихся участков установлено, что в пределах одного и того же нафталинистого зерна строение весьма сходственное. Оно может быть описано как сложная текстура, представляющая собою суперпозицию нескольких (небольшого числа) простых текстур. Степень их совершенства очень высока. Количество кристалликов, участвующих в разных текстурах, различно, но относительное их количество для каждой из текстур всюду в объеме нафталинистого зерна постоянно. Среди кристалликов α -фазы выделены островки (остаточного) аустенита, имеющего всюду в пределах данного нафталинистого зерна единую ориентировку.

Таким образом, нафталинистое зерно есть «курдюмовский псевдомонокристалл» с неполным числом возможных составляющих текстур в нем, почему нафталинистое зерно уместно называть псевдозерном.

2. Описана наиболее вероятная картина процесса образования нафталинистого псевдозерна при перегреве и изменении его строения при последующих перекристаллизациях, ведущих либо к воспроизведению нафталинистого состояния, либо в некоторых случаях к состоянию, характеризующемуся камневидным изломом.

3. Подтверждено объяснение, данное К. А. Малышевым явлению воспроизведения нафталинистого состояния при перекристаллизациях.

4. Установлено, что при перекристаллизациях, в большей или меньшей мере, происходят следующие изменения единообразия строения нафталинистого псевдозерна: а) снижение степени совершенства (расстройка) составляющих текстур; б) варьирование направления оси текстуры в разных участках псевдозерна; в) изменение относительного количества кристалликов, участвующих в разных составляющих текстурах в различных участках псевдозерна; г) появление новых текстур (наряду со старыми); д) разделение первоначально единого псевдозерна на области с независимыми системами ориентировок (вторичные псевдозерна).

Все эти изменения могут наступать одновременно или могут произойти некоторые из них.

5. При некоторой степени подобного нарушения единообразия строения псевдозерна, сталь переходит из состояния, характеризующегося нафталинистым изломом, в состояние, характеризующееся камневидным изломом, если при перегреве имели место некоторые содействующие условия. Только при этих условиях сталь становится способной к проявлению камневидности излома после устранения причины, вызывавшей нафталинистый характер излома (т. е. единообразия строения в объеме псевдозерна).

Четкого рентгенографического критерия для определения этого перехода, а также рентгенографического критерия пребывания стали в состоянии способности дать камневидный излом после нарушения единообразия строения псевдозерна, использованными рентгенографическими методами не может быть установлено.

«Камневидное зерно» может быть описано как псевдозерно, в наружном слое которого заранее было создано особое состояние (см. ниже) и в объеме которого произошло некоторое, критическое нарушение единообразия строения, обуславливавшего возможность нафталинистого излома.

6. Описан процесс образования «камневидного» строения стали, в котором первопричиной является особое состояние границ исходного аустенитного зерна, в дальнейшем передающееся границам нафталинистого псевдозерна и проявляющееся после нарушения единообразия строения

последнего. При отсутствии этого особого состояния границ, нарушение внутреннего строения псевдозерна не будет сопровождаться проявлением камневидности излома. Природа и механизм возникновения этого особого состояния рассмотрены в другой статье этого сборника.

7. Описан механизм образования изломов нафталинистого и камневидного с точки зрения строения перегретой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. G. Kurdjumow und Sachs. Zts. Physik 61, 325, 1930.
2. А. Е. Брюханов. *Металлург* 12, 1937, № 1, стр. 47; *Ученые Записки Горьк. Гос. Ун-та*, вып. 7, стр. 122, 1939.
3. К. А. Малышев. *Труды II Всесоюзной конференции — курсов по стахановским методам термобработки. НИТО. Металлургов, Ленинград* 1941.
4. S. T. Konoheevski. *Journ. Inst. Metals* 69, 397, 1943.
5. К. А. Малышев. *Сталь*, 4, 1944, № 11—12, стр. 354.
6. В. И. Архаров и А. П. Петрова. *Заводская лабор.* 5, стр. 786, 1936.
7. В. И. Архаров. *Труды ИФМ УФАИ*, вып. 8, стр. 54, 1946.

В. И. Архаров, С. Т. Киселев, Н. А. Пятаде

К ВОПРОСУ ОБ УСЛОВИЯХ ВОЗНИКНОВЕНИЯ КАМНЕВИДНОГО ИЗЛОМА В СТАЛИ

Согласно гипотезе о природе камневидного излома стали, высказанной В. И. Архаровым и Н. А. Пятаде [1] и в развернутом виде изложенной в следующей статье этого сборника [2], камневидное состояние приобретает сталью по той причине, что она охлаждается после перегрева со скоростью, достаточно большой для предотвращения диффузионного выравнивания концентрации горофильной примеси, обогащающей гиббсовый слой [при высоких температурах существенно больше, чем при низких. Неудавшаяся продиффундировать вглубь зерна и, следовательно, оставшаяся в гиббсовом слое примесь пересыщает в нем твердый раствор и, выпадая в виде мелкодисперсной фазы, создает хрупкость в поверхностном слое зерен.

При медленном же охлаждении концентрация горофильной примеси в гиббсовом слое снижается путем диффузии вглубь зерна, соответственно изменению растворимости с температурой; пересыщения твердого раствора в гиббсовом слое не получается, выпадения фазы, обуславливающей хрупкость, не происходит и камневидность излома поэтому не возникает.

В связи с этими соображениями мы провели несколько опытов с перегревом стали марки 18ХНМА и с различной скоростью ее охлаждения после перегрева. Взято было 8 различных плавок этой стали, так как известно, что склонность к появлению камневидности излома различна у разных плавок стали одной и той же марки¹.

Образцы стали имели прямоугольную форму и размеры 60×60×300 мм. По два образца каждой плавки сажали в нефтяную кузнечную печь и нагревали там до температуры опыта, которую варьировали в разных опытах, в пределах 1350—1400°. Температура измерялась конусами Зегера и оптическим пирометром. После выдержки при температуре опыта в течение 1,5 час., производилось охлаждение, причем от каждой плавки один образец оставляли в печи для медленного охлаждения (в течение 5—8 час.), а другой образец вынимали из печи для быстрого охлаждения на воздухе.

Каждый образец надрезался поперек и от него отламывался кусок, остальная же его часть подвергалась перекристаллизации путем нагрева в муфельной печи до 870° с выдержкой при этой температуре 1,5 часа и с последующим охлаждением на воздухе. Затем каждый образец снова надрезался и ломался.

Непосредственно после перегрева у всех образцов как охлажденных с печью, так и на воздухе излом был нафталинистый с большей или меньшей величиной фасеток, различной у разных плавок. Общий вид нафталинистого излома у образцов, охлажденных на воздухе, несколько отличался

¹ Объяснения этого различия см. в цитированной статье [2]. После написания этой статьи были проведены такие же опыты еще на 10 плавах стали 18ХНМА с такими же результатами, как и сообщаемые в данной статье.

от вида нафталинистого излома образцов, охлажденных с печью. У первых блеск фасеток был слегка затуманенный и более «серый», а поверхность фасеток, более ровная, чем у вторых, имевших фасетки с более ярким блеском, но с более рельефной, уступчатой поверхностью.

Образцы, охлажденные на воздухе после перегрева при наиболее высокой температуре (1400°), имели в изломе очень гладкие фасетки, по виду напоминавшие поверхности скола кристаллов с хорошо выраженной спайностью, например, как у крупнокристаллического висмута.

После одно- или двукратной перекристаллизации ни у одного из образцов, охлаждавшихся после перегрева с печью, в изломе не было обнаружено камневидности. У образцов, охлаждавшихся после перегрева на воздухе, после перекристаллизации излом был камневидный; в некоторых случаях камневидность была сплошная, в других — она наблюдалась отдельными островками на фоне мелкокристаллического вязкого излома, иногда с признаками завуалированного, «остаточного» нафталина; однако у всех образцов этой категории камневидность была выражена совершенно четко. Размер и форма камневидных зерен в случаях проявления камневидности соответствовали размеру и форме нафталинистых псевдозерен, выявившихся на предыдущем этапе термообработки (непосредственно после перегрева). Было замечено, что при повторных перекристаллизациях образцов, у которых уже выявилась камневидность, последняя не исчезает; размер и форма камневидных «зерен» при этом не изменяются.

В некоторых опытах, кроме вышеуказанных операций, производился еще дополнительный отпуск образцов при 600° в течение одного часа. Образцы, охлаждавшиеся после перегрева на воздухе и обнаружившие камневидность после их перекристаллизации; показали камневидность и после дополнительного отпуска. Образцы же, охлаждавшиеся после перегрева с печью и не обнаружившие камневидности после их перекристаллизации, не обнаружили ее и после дополнительного отпуска. В последнем случае излом был вполне нормальный, сплошь вязкий.

В опыте с одной из плавок был применен третий вариант условий охлаждения после перегрева: закалка в воде. Образец, обработанный таким образом, после перекристаллизации обнаружил в изломе камневидность. Однако камневидные «зерна» в этом случае были рассеяны островками по поверхности излома и казались мельче, сравнительно с камневидными «зернами» в сплошь камневидном изломе образца той же плавки, охлажденного на воздухе.

Следует отметить, что в одном из опытов при выгрузке образцов из печи пришлось, ввиду взаимной сварки окалины двух образцов, подвергнуть их нескольким сильным ударам ломом для их разъединения. После охлаждения на воздухе одного из этих образцов, в участке, испытавшем наклеп, сразу же (без перекристаллизации), был получен камневидный излом. (В соседних участках, более удаленных от места наклепа, излом был нафталинистый).

Авторы наблюдали также случаи, когда у образцов, охлаждавшихся после перегрева на воздухе и испытавших при этом небольшой наклеп (ковкой), камневидность излома обнаруживалась не сразу после такой обработки, а после перекристаллизации, причем камневидность резче всего была выражена в зоне излома, прилегающей к поверхности, испытавшей указанный наклеп, тогда как в остальной части поверхности излома камневидности еще не наблюдалось.

Наблюдаемые авторами явления могут быть объяснены с точки зрения гипотезы, указанной в начале этой статьи. Охлаждение с печью идет достаточно медленно, чтоб концентрация в гиббсовом слое выравнивалась соответственно ходу кривой растворимости. Охлаждение на воздухе, наоборот, — достаточно быстро, чтобы это выравнивание не успевало происходить и чтобы, следовательно, гиббсовый слой оказывался пересыщенным горофильной примесью, которая вынуждена при этом выпасть из твер-

лого раствора и этим создавать хрупкость пограничного слоя псевдозерен. Эта хрупкость не может проявиться, пока существует единообразие ориентировок кристалликов внутри псевдозерца, обуславливающее возможность прохождения разрушения по общей для всего псевдозерца плоскости раскола; излом при этом проходит через псевдозерцо, образуя фасетки «нафталины». Однако после того, как это единообразие внутреннего строения псевдозерца в достаточной мере нарушено, и в нем более не оказывается плоскости возможного раскола, общей для всего объема псевдозерца, излом проходит по хрупким поверхностным слоям псевдозерен, и камневидность выявляется. Нарушение единообразия внутреннего строения нафталинистых псевдозерен происходит при перекристаллизации или же при наклеве металла извне (например, при ковке). Однако слишком высокие нагревы и длительные выдержки при них могут вызвать диффузионное рассасывание примеси из гипсового слоя в глубь зерна, причем выпавшая в этом слое фаза перейдет в твердый раствор и камневидность исчезнет.

Чрезмерный внешний наклеп может вызвать механическое разрушение хрупких гипсовых слоев, обволакивающих псевдозерца, и при достаточной раздробленности этих оболочек для излома в металле не будет уже существовать сплошных и переходящих одна в другую хрупких прослоек. Таким образом, камневидность будет ликвидирована. Можно полагать, что в опыте с закалкой образца в воде после перегрева имел место внутренний наклеп, вызвавший частичное раздробление гипсовых слоев, обволакивавших исходные аустенитные зерна. Как следствие, в этом образце камневидность была обнаружена, в отличие от образца, охлажденного на воздухе, мелкая и не сплошная. Заметим, что во всех других случаях обнаружения камневидности, размеры и формы камневидных зерен были такими же, как и у первичных нафталинистых псевдозерен образцов тех же плавок, перегревавшихся при той же температуре.

В случае наклепа, испытанного сталью в процессе охлаждения, в первом из описанных выше случаев, единообразие ориентировок в псевдозерце было в достаточной мере нарушено, а хрупкий гипсовый слой в достаточной мере сохранил сплошность, чтобы тотчас после охлаждения, в зоне наклепа не мог получиться нафталинистый излом, а сразу получился излом камневидный. При более слабом внешнем наклеве в процессе охлаждения, единообразие внутреннего строения псевдозерен еще сохранялось в достаточной степени для того, чтобы мог пройти нафталинистый излом; однако при первой же перекристаллизации в зоне наклепа в псевдозерцах происходило рекристаллизационное возникновение вторичных мелких дезориентированных зерен аустенита, т. е. радикальное нарушение единообразия внутреннего строения псевдозерца и выявление камневидности при последующем изломе, тогда как вне этой зоны наклепа при перекристаллизации сохранялась связь между ориентациями исходных и образующихся решеток (при превращении $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$), не происходило рекристаллизации и излом все еще имел нафталинистый характер.

Таким образом, наклеп перегретой стали может повести к проявлению камневидности и в случае низкой температуры конца механической обработки, если вся эта обработка проводилась при пониженной температуре после перегрева и создающие камневидность хрупкие оболочки не были разрушены интенсивной пластической деформацией при более высоких температурах.

Встречающиеся иногда факты «печувствительности» некоторых плавок разных марок стали к камневидному перегреву можно объяснить параллельным действием какой-либо другой, неучитываемой горофильной примеси на ту, которая играет основную роль в образовании гипсового слоя в стали 18ХНМА (предположительно, эту роль играет в ней молибден).

В заключение отметим, что описанные здесь опыты мы не считаем решающими вопрос о наиболее вероятном механизме явления камневидности излома стали, но гипотеза, отводящая в этом явлении главную роль гипсовому слою, с результатами этих опытов вполне согласуется.

ВЫВОДЫ

На основании проведенных экспериментов авторы пришли к следующим выводам по вопросу об условиях возникновения камневидного излома в стали:

1. Медленное охлаждение стали 18ХНМА после ее перегрева не приводит к возникновению камневидности.

2. Быстрое охлаждение (на воздухе) стали 18ХНМА после ее перегрева, как правило, порождает камневидность, проявляющуюся после достаточного нарушения единообразия внутреннего строения псевдозерца.

3. Очень быстрое охлаждение (закалка в воде) стали 18ХНМА после ее перегрева может вызвать камневидность, но в меньшей мере, чем при охлаждении на воздухе, из-за разрушающего действия температурных напряжений на хрупкие оболочки псевдозерен.

4. Наклеп во время охлаждения перегретой стали 18ХНМА на воздухе может повести к выявлению камневидности сразу после охлаждения, минуя «нафталинистое» состояние.

5. Слабый наклеп, которому подвергается сталь 18ХНМА, остывающая после перегрева на воздухе, в конце охлаждения, может вызвать периодическое появление камневидности в зоне наклепа, так как в этой зоне благодаря рекристаллизации наиболее нарушается единообразие внутреннего строения псевдозерен.

6. Гипотеза, приписывающая основную роль в механизме камневидности переохлажденным гипсовым слоям, может служить объяснением наблюдаемых явлений.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Архаров и И. А. Пятаде. Сборник по обмену техническим опытом Уралмашзавода. № 4—5, стр. 27, 1944.
2. В. И. Архаров. Труды ИФМ УФАИ, вып. 8, стр. 54, 1946.

В. И. Архаров

О РОЛИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КРИСТАЛЛОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ¹

В работе, посвященной изучению перегретой стали и явления камневидного излома ее, у автора возникла идея о возможном механизме этого явления, основанном на особой роли поверхностных слоев кристаллов. Гипотеза об этом механизме была кратко высказана в предварительных сообщениях об исследовании перегрева стали [1]. Настоящая статья имеет целью дать развернутое изложение этой гипотезы, вытекающих из нее разнообразных по своему характеру следствий и экспериментальных фактов, могущих служить для ее подтверждения.

1. ГИББСОВ СЛОЙ

Как указано Гиббсом, в растворе, находящемся в равновесном состоянии, концентрация растворенного вещества на поверхности отличается от концентрации внутри раствора. Элементы, способные понизить поверхностную энергию растворителя (гирофильные), будучи в нем растворены, должны обогащать поверхность раствора. Элементы, способные повысить поверхностную энергию растворителя (гирофобные), наоборот, должны отсутствовать в поверхностном слое или же находиться в нем лишь в минимальной концентрации, пониженной, сравнительно с концентрацией внутри раствора. Эти явления — своего рода внутренняя, положительная или отрицательная адсорбция — могут иметь место как в жидких, так и в твердых растворах, в частности, в металлических сплавах. Что касается жидких металлических сплавов, то можно указать, например, на работу Виркумшоу [2], который экспериментально установил, что поверхностное натяжение расплавленного олова весьма значительно понижается даже очень малыми добавками свинца. Добавление олова к расплавленному свинцу не дает такого же эффекта; наоборот, поверхностное натяжение при этом даже слегка увеличивается (поверхностное натяжение у чистого свинца меньше, чем у чистого олова).

Наиболее непосредственным экспериментальным подтверждением эффекта Гиббса в твердых телах могут служить результаты работ Добинского и его сотрудников [3], которые электрографически обнаружили, что на поверхности ряда цветных сплавов (с весьма малой концентрацией легирующего элемента в твердом растворе) образуются окисные пленки, состоящие целиком из окисла легирующего элемента. Условия опыта, повидимому, исключали возможность объяснения этого селективного окисления на основе диффузии легирующего элемента, во время окисления, из толщи на поверхность. Особенно показательны опыты с отжигом слаболегированных

твердых растворов в вакууме, когда на поверхности электрографически обнаруживался сплошной слой соединения растворенного элемента с растворителем (например, сплошной слой сульфида меди на поверхности отожженной в вакууме меди, содержащей в среднем всего лишь 0,01% серы в растворе).

В настоящее время нет теоретически обоснованного критерия гирофильности или гирофобности элементов, легирующих раствор. Сделанная Вап-Лимптом [4] попытка найти такой критерий для твердых растворов, распространив на них закон Этвеша, приводит к выводам, противоречащим экспериментальным данным. Повидимому, и применение закона Этвеша к твердым системам, и выбор значений критической температуры легирующих металлов, непосредственно неизвестной для большинства из них, сделаны Вап-Лимптом без достаточного основания.

Некоторые попытки установления соотношений для поверхностного натяжения легирующих элементов, на основе электрических параметров атомов этих элементов, сделал В. К. Семенченко [5]. Однако установленные им теоретически и подтвержденные экспериментально (на ряде амальгам) соотношения свойственны определенному кругу элементов и непосредственно неприменимы в частности к железу и к большинству элементов, легирующих сталь.

Таким образом, о гирофильности легирующих элементов приходится судить лишь по экспериментальным данным.

2. ВЛИЯНИЕ ГИББСОВА СЛОЯ НА СОБИРАТЕЛЬНУЮ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ

Вап-Лимпт [4] и позднее, по, повидимому, независимо от него, Бенедикс и Лефквист [6] применили эти представления к объяснению влияния примесей на рекристаллизацию. Причиной и стимулом собирательной рекристаллизации является стремление поликристаллического агрегата (как и всякой материальной системы) к минимуму поверхностной энергии, а следовательно к уменьшению суммарной поверхности кристаллов агрегата. Растворенные примеси, способные понижать поверхностную энергию твердого раствора, обогащая поверхность кристаллов, будут снижать общую поверхностную энергию поликристаллического тела. Тем самым его стремление к той же цели путем уменьшения суммарной поверхности (т. е. путем собирательной рекристаллизации) будет ослаблено. Потребуется повышение подвижности атомов для того, чтобы ослабленный стимул (разность поверхностных энергий поликристаллического агрегата и монокристалла равного объема) мог снова вызвать укрупнение кристаллов агрегата. Это означает, что гирофильные примеси повышают условную температуру начала собирательной рекристаллизации.

Известны факты, когда незначительные количества примесей вызывают огромное замедление собирательной рекристаллизации¹; очевидно, этих незначительных количеств достаточно, чтобы произвести существенное изменение концентрации на поверхности кристаллов. Чем выше поверхностная энергия растворителя, тем вероятнее наблюдать замедляющее влияние различных легирующих примесей на собирательную рекристаллизацию твердого раствора. Это особенно важно с практической точки зрения, так как железо имеет сравнительно высокую поверхностную энергию (200 эрг/см^2 в расплавленном состоянии).

3. О ТОЛЩИНЕ ГИББСОВА СЛОЯ

До сего времени во всех теоретических рассуждениях на данную тему и при обсуждении относящихся сюда экспериментальных фактов не затрагивался вопрос о толщине поверхностного слоя, в котором имеет место концентрация, отличная от толщи раствора (т. е. о толщине гиббсова слоя).

¹ По данным Шмидта и Боаса [7], в чистом алюминии собирательная рекристаллизация протекает в 1000 раз быстрее, чем в техническом.

¹ Доложено на научных собраниях ИММ УФАИ (5 августа 1944 г.), ИМЦИИИЧМ (20 марта 1945 г.), кафедры термообработки Ин-та стали им. Сталина (26 марта 1945 г.), ЦИИИ № 48 (30 мая 1945 г.). Статья представлена в Редакционно-Издательский Сектор УФАИ 10 августа 1945 г.

Известная из классической физики элементарная трактовка поверхностного натяжения жидкости приводит к представлению о том, что специфическое действие поверхности на жидкую среду ограничивается глубиной, равной диаметру сферы действия молекулы. Легко видеть, что такая трактовка неприменима к гиббсову слою. В последнем обязательно должен иметься плавный градиент концентрации, без ее скачка между наружным мономолекулярным слоем и остальной толщиной раствора. Предположение о таком скачке по существу означает, что действие поверхностных сил считается полностью затухающим на глубине, равной толщине измененного слоя; поэтому наружный слой следовало бы в этом случае считать внешней средой по отношению к остальному раствору, а внутреннюю сторону наружного слоя — поверхностью раздела двух сред. Поскольку растворенный элемент способен понижать поверхностную энергию раствора, постольку и эта новая поверхность раздела привлечет к себе некоторое количество растворенного элемента из толщи раствора. Концентрация на этой поверхности может быть и меньшей, чем в первом наружном мономолекулярном слое раствора, граничащем с действительно внешней средой, так как разность поверхностных натяжений растворителя и раствора с концентрацией, получающейся в первом наружном мономолекулярном слое, может быть меньше поверхностного натяжения растворителя на границе с действительно внешней средой. Рассматривая затем равновесие следующего по глубине мономолекулярного слоя раствора, мы снова должны предположить некоторое смещение растворенного вещества, обогащающее этот слой и т. д. Таким образом, мы приходим к представлению о полнатоминой толщине гиббсова слоя. Градиент концентрации по глубине в этом слое будет зависеть, с одной стороны, от хода изменения поверхностного натяжения раствора с изменением концентрации, с другой стороны, — от интенсивности диффузии, стремящейся этот градиент выровнять. Очевидно, реальное распределение концентрации получится в результате динамического равновесия между процессами диффузии и притяжения растворенного вещества к поверхности.

Так как диффузионная подвижность атомов растворенного вещества в твердом растворителе весьма понижена сравнительно с жидким состоянием растворителя, то можно полагать, что в кристаллах твердого раствора гиббсов слой «размыт» на большую глубину, чем в жидком растворе.

Хотя в настоящее время нельзя привести исчерпывающих доказательств того, что влияние поверхностных сил распространяется на полнатоминую глубину, однако ряд соображений говорит в пользу этого представления. В отношении жидких сред можно отметить мнение Талмуда и Вреслера, высказанное ими в их монографии о поверхностных явлениях [8], относительно распространения ориентирующего влияния поверхности на глубину порядка десятка молекулярных размеров.

Там же указывается, что электрографическая картина поверхности ртути должна интерпретироваться, как принадлежащая толще поверхностного слоя (как соответствующая объемному диффразирующему агрегату). В подтверждение распространения действия поверхностных сил на полнатоминую глубину в кристаллах говорят такие факты, как случаи псевдоморфии и возникновения аномальных решеток на границе двух сред и случаи обнаружения аномальных параметров решетки в поверхностных слоях кристаллов. Псевдоморфия наблюдалась Финчем и Квареллом [9]; она заключается в том, что кристаллическая решетка одного вещества, образующаяся на грани кристалла другого вещества, пытается ориентироваться и деформирующее влияние кристалла-подкладки. У возникающей решетки, в пограничной плоскости, атомы принимают расположение, не свойственное нормальной решетке отлагающегося вещества, но идентичное расположению атомов кристалла-подкладки в наружной его грани. Вновь возникающая решетка чужеродного вещества как бы стремится продолжить собою решетку подкладки (псевдоморфия).

При нарастании следующих атомных слоев отлагающегося вещества, псевдоморфное искажение решетки последнего постепенно уменьшится

и далее возникают слои с расположением атомов, нормальным для этой решетки. Таким образом, искажающее влияние поверхности подкладки распространяется в решетку отлагающегося вещества на полнатоминую глубину. Подобная псевдоморфия наблюдалась при осаждении алюминия (путем конденсации его паров в вакууме) на подкладке из платины, при окислении цинка и магния.

Кварелл [10] наблюдал также, что при возникновении тонких металлических пленок (различными путями и на различных подкладках) в первоначально образующихся слоях решетка иногда оказывается аномальной. Так, при кристаллизации металлов, обладающих, нормально, гранцентрированной кубической решеткой, в первых слоях атомы располагаются соответственно решетке гексагональной плотной упаковки. В последующих слоях наблюдается постепенный переход к нормальной решетке. Здесь также специфическое влияние поверхности на решетку распространяется на полнатоминую глубину.

Для некоторых веществ электрографически были получены значения параметров решетки, отличные от значений, полученных для тех же веществ рентгенографически. Электрографическая картина получается от поверхностного слоя кристаллов, хотя и тонкого, сравнительно со слоем, участвующим в образовании рентгенографической картины, но все же полнатоминой по толщине. Если предположить, что в данных случаях изменение решетки вызвано гиббсовым изменением концентрации растворенных примесей в поверхностном слое, то и здесь этот слой имеет полнатоминую толщину. Заметим, что такая аномалия параметра может обнаруживаться и у «чистых» веществ, так как растворенная примесь, имеющаяся в весьма малой концентрации (рассчитанной на весь объем кристалла) и потому не обнаруживаемая обычными методами, может создать заметную концентрацию в тонком поверхностном слое при гиббсовом его обогащении. Изменение параметра решетки может идти в обе стороны от нормы, в зависимости от химической природы примеси.

При обезуглеждении природы гиббсова слоя отдельных кристаллов, входящих в состав поликристаллического тела, нужно, конечно, учитывать, что гиббсов слой в контакте двух соседних кристаллов может существенно отличаться от пограничного слоя на свободной поверхности кристалла, соприкасающегося с чужеродной средой. Отличаясь от случая, когда отдельные кристаллы в поликристаллическом теле разделены прослойками вещества, различного от вещества самих кристаллов, можно считать, что на границе смежных кристаллов в поликристаллическом теле имеются «переходные» зоны типа предположенных Харгривсом и Хиллом.

Геометрически упорядоченный переход от решетки одного кристалла к решетке другого, смежного с первым, при их случайной взаимной ориентации приводит к расположению атомов в переходной зоне, отличающемуся от их расположения в нормальной решетке; оно характеризуется некоторыми смещениями атомов относительно положений, которые были бы равновесными, если бы отсутствовало искажающее влияние соседнего кристалла. Таким образом, атомы, составляющие переходную зону, имеют повышенную энергию, и можно говорить о суммарном избытке энергии атомов этой зоны, как об энергии зоны, по аналогии с поверхностной энергией кристалла на его свободной поверхности. На такую зону должен распространяться эффект Гиббса, т. е. атомы какой-либо из растворенных в кристалле примесей будут естественным путем стремиться к сосредоточению в переходной зоне, если замена атома вещества-растворителя атомом примеси может дать выигрыш энергии в этой зоне. Такой выигрыш (снижение избытка энергии атома в этой зоне) может получиться благодаря различию размеров и характера сил связи у атомов разных сортов.

Если дополнить изложенные выше представления о гиббсовом слое у кристаллов представлением о переходных зонах типа Харгривса и Хилла, то тем в большей степени обоснованным будет предположение о полнатоминой толщине пограничных слоев отдельных кристаллов, где имеет место

изменение концентрации вследствие эффекта Гиббса, т. е. о полиатомной толщине гиббсовых слоев.

Отнюдь не считая изложенные выше соображения достаточными для доказательства полиатомной толщины гиббсова слоя, автор принимает ее в качестве основы гипотезы, могущей служить для объяснения многих, излагаемых ниже, экспериментальных фактов.

4. О КОНЦЕНТРАЦИИ РАСТВОРЕННОГО ЭЛЕМЕНТА В ГИББСОВОМ СЛОЕ

Еще в меньшей степени, нежели вопрос о толщине гиббсова слоя, можно решать в настоящее время вопрос о концентрации в нем растворенного элемента. На внешней поверхности раствора должна иметься максимальная концентрация гомофильного элемента; она определяется спецификой двухмерного силового поля поверхности и может доходить до 100%. Однако, как показывает опыт, во всех кристаллах от центра до самой наружной поверхности, атомы расположены в решетку одного и того же типа, и различные аномалии, встречаемые иногда в поверхностном слое, очень малы. В силу этого следует считать, что под поверхностью твердого раствора, начиная со второго атомного слоя, действует уже трехмерное силовое поле решетки.

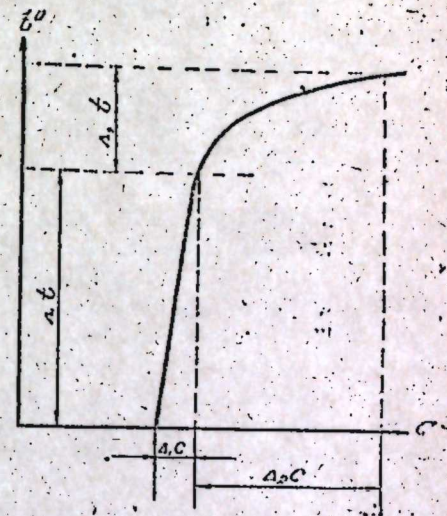
Если чисто поверхностные силы могут создавать двухмерные конфигурации атомов, совершенно отличные от свойственных тем же атомам внутри кристаллической решетки, то наличие кристаллической конфигурации атомов в слое, непосредственно прилегающем к поверхности, показывает преобладание в этом слое сил решетки над поверхностными силами. Таким образом, в гиббсовом слое, имеющем по принятой здесь гипотезе полиатомную толщину, наряду с действием поверхностных сил нужно учитывать и действие сил решетки. Последними определяется, между прочим, объемная растворимость элемента, легирующего твердый раствор, для данной температуры, т. е. максимальная, возможная при данной температуре концентрация этого элемента в твердом растворе. Исходя из этих соображений, автор дополняет свою гипотезу о полиатомной природе гиббсова слоя предположением, что концентрация растворенного элемента в гиббсовом слое должна зависеть от объемной растворимости этого элемента при данной температуре.

Для описываемых ниже примеров приложения гипотезы эта зависимость должна удовлетворять только одному требованию: характер температурного хода средней концентрации в гиббсовом слое должен быть качественно подобен характеру температурного хода объемной растворимости. Это требование не означает, что средняя концентрация в гиббсовом слое должна совпадать с объемной растворимостью, или быть ей пропорциональной, или отличаться от нее на аддитивную постоянную. Требуется только, чтобы слабому изменению объемной растворимости в некотором температурном интервале соответствовало слабое же изменение (того же знака) средней концентрации гиббсова слоя в том же температурном интервале, а сильному изменению объемной растворимости в другом температурном интервале соответствовало сильное же изменение (того же знака) средней концентрации в гиббсовом слое.

5. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМООБРАБОТКИ НЕНАСЫЩЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ И В ОБРАЗОВАНИИ КАМНЕВИДНОГО ИЗЛОМА СТАЛИ

В большинстве бинарных твердых растворов объемная растворимость с повышением температуры увеличивается. Во многих твердых растворах при этом вначале, в области более низких температур, увеличение объемной растворимости идет медленно, но в области более высоких температур (доходящей до линии солидуса на диаграмме состояния) увеличение объемной растворимости приобретает большое ускорение; кривая объемной

растворимости на диаграмме состояния имеет вид, изображенный на фиг. 1. Если растворенный элемент является при этом гомофильным по отношению к растворителю, то при нагревании кристалла слабо легированного твердого раствора такого типа, вначале в гиббсовом слое концентрация растворенного элемента определяется сравнительно небольшим значением объемной растворимости и слабо меняется с температурой. Начиная же с некоторой температуры, гиббсовый слой успешно обогащается растворенным элементом, путем диффузии последнего из внутренних областей раствора к поверхности. То обстоятельство, что диффузия при этом идет как бы против градиента концентрации, не представляет ничего парадоксального, так как атомы, продиффундировавшие в гиббсовый слой, испытывают удерживающее их действие поверхностных сил, и вероятность обратного смещения атома в толщу раствора оказывается пониженной, сравнительно со свободным перемещением из толщи в гиббсовый слой. Равенство обеих вероятностей (равновесное состояние) будет достигнуто, когда в гиббсовом слое концентрация повысится и дойдет до насыщения при данной температуре. Действие поверхностных сил, приводящее к накоплению атомов растворенного вещества в гиббсовом слое, лимитируется объемной растворимостью. Поэтому, хотя диффузия, стремящаяся выровнять градиент концентрации и «размыть» гиббсовый слой, и усиливается с повышением температуры, по поверхностные силы, благодаря увеличению объемной растворимости, получают возможность вовлекать в гиббсовый слой и удерживать в нем все большие количества атомов растворенного вещества.



Фиг. 1.

В сущности, вторая часть гипотезы автора, изложенная в предыдущем параграфе, сводится к предположению, что усиление размывающего действия диффузии с ростом температуры перекрывается тем, что поверхностные силы приобретают увеличенную возможность создания градиента концентрации, благодаря увеличению объемной растворимости.

Таким образом оказывается, что кристалл слабо легированного твердого раствора, нагретый до температур, достаточно высоких, хотя и не заходящих в область, где содержится линия солидуса, оказывается как бы «одетым» оболочкой высоколегированного твердого раствора; размывается, между этой оболочкой и толщей кристалла есть плавный концентрационный переход.

Если такой кристалл охлаждать, то в гиббсовом слое получится переизбыток: концентрация растворенного элемента в нем окажется больше того, что объемная растворимость позволяет удерживать в нем поверхностными силами. Избыток растворенного элемента должен будет удалиться из решетки гиббсова слоя.

Если скорость охлаждения достаточно мала, то удаление этого избытка осуществится диффузией в толщу кристалла. Если же скорость охлаждения велика, то этот избыток вынужден будет выпасть из твердого раствора уже в пределах гиббсова слоя. Кристалл окажется после охлаждения одетым оболочкой, которая состоит из твердого раствора (с концентрацией, соответствующей низкотемпературной объемной растворимости), произведенным выделениями из переизбыточного раствора.

Как видно, генезис таких оболочек совершенно отличен от обычно пред-

ставляемого генезиса межкристаллитных прослоек дополнительной фазы. Такие прослойки возникают в результате выделения избыточного компонента из твердого раствора, пересыщенного во всем объеме кристалла; выделившаяся фаза представляет собою нечто внешнее по отношению к кристаллу. В описанном же процессе пересыщения, решетка которого является продолжением решетки в толще кристалла, и гиббсов слой вместе с выделенными избыточными компонентами остается органически связанным с кристаллом.

Образование таких оболочек в быстроохлажденных поликристаллических металлах будет иметь существенное значение для механических свойств этих металлов. Особенно это важно в случаях, когда избыток компонента в пересыщенном гиббсовом слое выделяется в виде интерметаллического соединения, или образует при своем выделении из твердого раствора соединения с другими присутствующими в сплаве примесями (например, карбиды в сталях), так как большинство таких фаз обладает хрупкостью.

Если внутреннее строение кристаллов в быстроохлажденном после высокого нагрева поликристаллическом металле остается вполне правильным, то при действии внешних деформирующих (ударных) сил хрупкое разрушение каждого кристалла может осуществиться по плоскости раскола, единой для всего его объема. Излом такого металла будет и т р а г р а м у л я р н ы м, т. е. будет проходить через кристаллиты (зерна). Если же единообразие внутреннего строения кристаллита в таком металле будет какими-либо факторами нарушено, то общей для всего кристаллита плоскости раскола не окажется. Раз начавшийся в какой-либо точке раскол затухнет или остановится на ближайшем же нарушении единообразия строения. В этом случае может оказаться, что разрушение через кристаллиты затруднено и меньшее сопротивление представляют собою хрупкие поверхностные слои; излом пойдет по этим слоям, т. е. по границам кристаллитов, и будет и т е р г р а н у л я р н ы м.

Нарушение единообразия внутреннего строения кристаллита может происходить от механических причин (раздробление кристалла при пластической деформации) или вследствие перекристаллизации, если данный металл или сплав обладает различными модификациями, и особенно если фазовые превращения сопровождаются большими объемами изменений. Подобное нарушение единообразия внутреннего строения псевдозерна перегретой стали, рассмотренное в одной из статей этого сборника [11], и обуславливает переход перегретой стали из состояния, характеризующегося нафталинетым изломом, в состояние, характеризующееся камневидным¹.

Интерпретируя природу камневидного излома с точки зрения изложенной здесь гипотезы, можно получить ряд важных выводов.

1. Установление критерия склонности легированных сталей к приобретению камневидности излома. В этом направлении могут действовать такие легирующие примеси, имеющиеся в стали в малых концентрациях, которые образуют с железом диаграмму состояния, подобную изображенной на фиг. 2, а именно, характеризующую замкнутой γ -областью и более или менее резким увеличением растворимости примеси в α -фазе в области высоких температур, при небольшой и слабо меняющейся

¹ Порок камневидности излома отличается большой устойчивостью и его очень трудно устранить на практике. В пределах оболочек, обуславливающих камневидность, можно соответствующей перекристаллизационной термообработкой добиться получения мелкозернистой дезориентированной структуры и полностью ликвидировать то единообразие строения, которое передалось псевдозерну от его материнского кристалла аустенита. И тем не менее сохранившиеся хрупкие оболочки этих кристаллов аустенита будут создавать по-прежнему «квази-хрупкозернистый» камневидный излом. Борьба с камневидностью стали представляет собой поэтому весьма важную задачу.

растворимости в области более низких температур. Кроме этого условия, примесь должна быть горофильной по отношению к железу.

Чем больше разница растворимости при высоких и при низких температурах, тем резче загиб кривой растворимости при переходе от низких температур к высоким и чем сильнее примесь действует в отношении задержки роста зерна аустенита (т. е. чем сильнее выражена горофильность примеси), тем больше опасность получить камневидный излом в стали с такой примесью при перегреве.

Последний из только что указанных трех факторов показывает, что борьба с перегревом стали посредством добавок, парализующих рост зерна аустенита, нужно вести с осторожностью, так как эти же добавки могут вызвать другой порок — камневидный излом.

Исходя из вида диаграмм состояния, можно считать, что возможными стимуляторами камневидного излома стали являются такие элементы, как Mo, W, Ti, Zr¹; сюда же можно отнести Al, Si. Системы Fe—V, Fe—Cr, хотя и отличаются от систем, образуемых каждой из указанных примесей с железом, но имеют общий с ними характер кривой растворимости в α -фазе; поэтому V и Cr могут быть причислены сюда же.

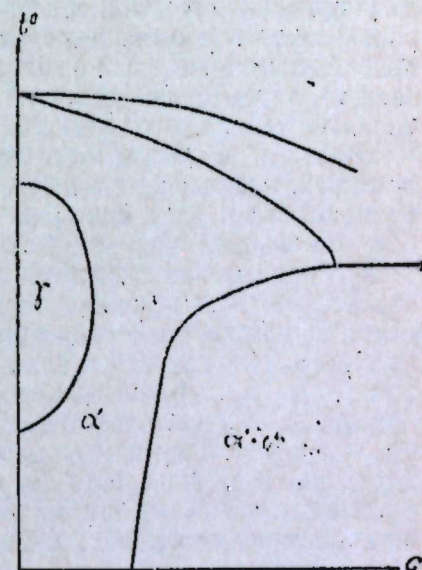
Учитывая первые два из вышеуказанных факторов, усугубляющих опасность камневидного излома, можно распределить эти элементы по силе их влияния, хотя такое распределение остается условным, пока не учтена степень их горофильности. При этой оговорке, можно, например, ожидать, что молибден дает стали большую склонность к камневидному излому, чем вольфрам, а каждый из них большую, чем Al или Si.

При наличии в твердом растворе нескольких примесей, каждая из которых горофильна по отношению к растворителю, между ними будет происходить своего рода конкуренция за преобладание в гиббсовом слое.

Очевидно, победит при этом та примесь, которая даст наибольшее понижение поверхностной энергии вытесненными из гиббсова слоя. Результат конкуренции может зависеть от температуры, так как поверхностная энергия у различных примесей может иметь различную скорость изменения с температурой. Примесь, оказавшаяся наиболее горофильной, в случае сложного твердого раствора на базе железа может в то же время не принадлежать к категории опасных в отношении камневидного излома (если она образует с железом диаграмму состояния иного типа, нежели указанная на фиг. 2). В этом случае опасность возникновения камневидности излома от других примесей будет предотвращена. Этим можно объяснить случаи, когда сталь, содержащая опасные примеси, не приобретает камневидности излома.

С другой стороны, нужно учесть, что обычная аттестация состава стали по химическому анализу не является исчерпывающей, так как анализ делается только на ограниченное число элементов. Есть основание полагать, что практически в любой промышленной стали помимо элементов, входящих в марочный состав, имеются хотя бы небольшие примеси многих

¹ О том, что система Fe—Zr в «железной» стороне подобна системе Fe—Mo и прочим, здесь рассматриваемым, см. [12].



Фиг. 2.

других элементов. Эти примеси могут варьировать в разных плавках стали даже одной и той же марки. Роль этих неконтролируемых примесей в явлениях перегрева стали может оказаться весьма существенной, так как даже незначительные объемные концентрации могут оказаться достаточными для создания гиббсова слоя с их преобладающим содержанием в нем. Стоит указать для иллюстрации, что достаточно горофильной примеси в несколько тысячных процента от общей массы металла, чтобы создать гиббсовый слой со средней концентрацией этой примеси в нем 20%, если размер кристаллитов в металле 1 мм, а толщину гиббсова слоя предположить равной сотне атомных размеров. Описанный здесь критерий для оценки стали в отношении ее склонности к приобретению камневидности в настоящее время может иметь в промышленной практике лишь ограниченное применение. Главное же его значение в том, что он направляет исследовательскую работу в новую, малоизученную область явлений весьма существенного влияния очень малых примесей на свойства металлов.

Объясняя механизм этого влияния и различия степени его у разных примесей, выделяя примеси более опасные в отношении возможного порока камневидности, этот критерий указывает также возможность парализовать это опасное влияние с помощью других примесей.

2. Установление критерия опасной области температур перегрева стали. Опасность возникновения камневидности стали зависит от степени пересыщения гиббсова слоя при быстром охлаждении. Действие данной примеси в этом направлении поэтому будет заметным в той области температур, где существенно меняется объемная растворимость. Таким образом, критерием опасной области температур перегрева стали можно считать диапазон, в котором кривая растворимости данной примеси в α -железе на диаграмме состояния начинает сильно отклоняться от вертикального направления, загибаясь в сторону больших содержаний примеси. Конечно, этот критерий несколько условный, так как кривая имеет обычно плавный загиб. Однако опасность возникновения камневидности, как указывалось выше, тем больше, чем этот загиб круче. Следовательно, критерий опасной области температур легче устанавливать как раз в случаях наличия наиболее опасных примесей.

3. Предупреждение возникновения камневидности при перегреве стали. Если сталь, содержащая примеси, способные придать ей камневидность, окажется по тем или иным причинам нагретой до температур, находящихся в опасной области, то для предотвращения камневидности эту сталь нужно охлаждать в опасной области медленно (при температурах, лежащих ниже опасной области, скорость охлаждения не играет роли). Это даст возможность избытку горофильного компонента в гиббсовом слое, возникающему в процессе охлаждения, благодаря уменьшению растворимости, удалиться в толщу кристалла путем диффузии. В гиббсовом слое поэтому не происходит выпадения второй фазы и он не превращается в оболочку, по которой мог бы впоследствии пройти интергранулярный излом.

4. Устранение камневидности перегретой стали. Если по тем или иным причинам сталь после перегрева охладилась быстро и приобрела камневидность, то задача ее устранения сводится к разрушению оболочек, образовавшихся по границам бывших аустенитных зерен из пересыщенного гиббсова слоя. Трудность устранения камневидности посредством отжига стали при температурах, лежащих значительно ниже температур перегрева и лишь немного превышающих точку A_{c3} , объясняется тем, что при этих температурах для многих примесей, придающих камневидность, растворимость еще не начинает увеличиваться существенно, сравнительно с низкотемпературной. При таком отжиге ранее выпавшая в гиббсовом слое фаза не может перейти в твердый раствор, так как среда твердого раствора, непосредственно окружающая эти выделения, остается насыщенной при той же примерно концентрации, что и при более низкой температуре. Для того, чтобы дать возможность этим вы-

делениям раствориться, нужно, чтобы в их окружении (в гиббсовом слое) твердый раствор перестал быть насыщенным, а это возможно лишь при достаточном повышении температуры (до температур, находящихся в опасной области). Следовательно, для устранения такого последствия перегрева, как камневидность, нужно снова перегреть сталь и использовать предыдущее указание о предотвращении камневидности, т. е. охладить затем сталь медленно. Отжиг при недостаточно высокой температуре, вообще говоря, может ликвидировать камневидность, но при чрезвычайно длительных выдержках. Это будет происходить за счет флуктуаций состава твердого раствора на внутренней границе гиббсова слоя. Всякое флуктуационное понижение концентрации твердого раствора в гиббсовом слое, отклоняющееся его от насыщения, может компенсироваться растворением выделений. Осуществление обратного процесса компенсации флуктуации диффузионным путем маловероятно. Выделения, содержащиеся в оболочках, обуславливающих камневидность, в конечном счете будут растворяться при таком отжиге в толще кристалла. Растворение будет, однако, идти как бы через барьер, образуемый насыщенным твердым раствором в гиббсовом слое, и пойдет очень медленно.

Устранение камневидности может быть существенно облегчено достаточно интенсивной пластической деформацией (например ковкой металла). При этом хрупкие оболочки механически размельчаются. Следует отметить, что недостаточно интенсивная пластическая деформация может только нарушить единообразие внутреннего строения псевдозерна, не размельчив их оболочек. Результат в этом случае сведется к тому, что у стали вместо нафталинистого излома будет получаться камневидный. Подробнее этот вопрос рассмотрен в другой статье [11].

6. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ ПРИ РАСТВОРЕНИИ КАРБИДОВ В СТАЛИ

При термообработке легированных сталей горофильная примесь, образующая с железом бинарную систему с замкнутой γ -областью (см. фиг. 2), может оказать сильное влияние на процесс растворения карбидов. Хотя объемная концентрация этой примеси в стали может быть и незначительной, но в гиббсовом слое ее концентрации будут весьма повышенной. При низких температурах как в толще кристаллита, так и в гиббсовом слое будет иметься единая решетка α -фазы (пространственно центрированный куб). При нагревании стали, когда достигается точка A_{c3} , в толще кристалла начинается перестройка решетки и выше точки A_{c3} вся толща кристалла должна иметь γ -решетку (гранцентрированный куб), соответственно низкому содержанию горофильной примеси. Однако в гиббсовом слое содержание последней, соответственно кривой растворимости, повышается и остается все время на таком уровне, при котором твердый раствор должен иметь решетку α -фазы. Таким образом, каждый кристалл аустенита оказывается как бы одетым оболочкой, в которой сохраняется решетка пространственно-центрированного куба. Эта решетка граничит с решеткой аустенита в гиббсовом слое на такой глубине, на которой концентрация горофильной примеси соответствует границе γ -области на диаграмме состояния при данной температуре. Граница между обеими решетками проходит внутри гиббсова слоя; между ними, вероятно, имеется кристаллографически закономерный переход, т. е. соблюдены ориентационные соотношения между обеими решетками.

Растворение карбида в аустените должно идти через эти α -оболочки, а как известно, в α -решетке растворимость углерода очень мала. Этим, надо полагать, и объясняется трудность растворения карбидов в легированных сталях.

При выпадении карбида из γ -решетки внутри зерна аустенита, вокруг выпавшей частички карбида в аустените так же, как возле всякой поверхности раздела, образуется гиббсовый слой. Однако, поскольку новая поверхность раздела возникает внутри γ -решетки, концентрация горофильной

примеси в гиббсовом слое здесь будет определяться ее растворимостью в γ -фазе, и будет значительно ниже концентрации в гиббсовом слое, возникшем (на наружной поверхности зерна) еще в α -состоянии температуры. определяемой растворимостью в α -решетке при той же температуре.

При переходе через температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в толще зерна аустенита, концентрация в гиббсовом слое, окружающем частичку карбида, получает возможность повыситься до значения, равного растворимости в α -решетке. Если скорость охлаждения мала, то такое повышение успеет произойти путем диффузии из толщи зерна в гиббсовый слой, окружающий карбид. Если же скорость охлаждения велика, то этот гиббсовый слой останется при пониженной (против нормы) концентрации. В зависимости от этого, при повороте, достаточном быстром нагревании стали, растворение карбидов будет или замедлено благодаря тому, что гиббсовый слой, окружающий карбиды, останется в α -состоянии после перехода толщи зерна в γ -состояние, или же растворение этих карбидов сможет проходить беспрепятственно, так как пониженная концентрация в гиббсовом слое позволит ему перейти в γ -состояние вслед за всей толщиной зерна.

На этом основании можно ожидать, что при соблюдении вышеуказанных условий будет наблюдаться ускоренное растворение карбидов при быстром нагреве (например при индукционном), тогда как обычные способы нагрева достаточно медленны, чтоб в процессе нагрева, в области температур ниже точки $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения для толщи зерна, успело произойти повышение концентрации в гиббсовом слое до уровня, обуславливающего сохранение α -состояния в этом слое после перехода основной массы стали в аустенитное состояние.

Независимо от этого влияния скоростей охлаждения и нагрева следует ожидать, что ускорение растворения карбидов в таких сталях можно получить, если добавить в состав данной стали такую примесь, которая была бы наиболее горофильной из всех остальных, присутствующих в стали, и образывала с железом диаграмму состояния с разомкнутой γ -областью.

7. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ПРОЦЕССАХ СТАРЕНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Пусть имеется твердый раствор состава (A, B, C, ...) на базе компонента A. Предположим, что примесь B имеется в малой концентрации, является наиболее горофильной в растворе, преобладает поэтому в гиббсовом слое и имеет кривую растворимости, аналогичную изображенной на фиг. 1; при пересыщении раствора компонентом B должна выделяться фаза $A_p B_q$. Предположим далее, что примесь C, не горофильная и равномерно распределенная, поэтому во всем объеме кристалла твердого раствора, присутствует в такой концентрации, которая меньше растворимости при высоких температурах, но превышает таковую при низких температурах; вследствие этого избыток компонента C должен выделиться из твердого раствора при понижении температуры, в виде фазы $A_m C_n$. Если сплав закаливается, то такое выделение будет медленно идти при низких температурах из пересыщенного твердого раствора, т. е. будет происходить старение. Существенное значение при этом имеет вопрос о характере распределения выпадающих кристаллов фазы $A_m C_n$ внутри кристалла твердого раствора.

При отсутствии какого-либо предпочтительного расположения центров кристаллизации, выделение будет идти в точках, равномерно распределенных по всему объему кристалла. Если же центры кристаллизации окажутся расположенными предпочтительно у поверхности кристалла, то выделение будет идти путем роста кристалликов $A_m C_n$ от периферии к центру кристалла твердого раствора.

Второй случай может осуществиться, если в гиббсовом слое, вследствие быстрого охлаждения, выпадут мелкодисперсные кристаллики фазы $A_p B_q$.

Эти кристаллики и сыграют роль центров кристаллизации при старении (т. е. при выпадении из толщи раствора избыточной фазы $A_m C_n$). Это произойдет при весьма большой скорости охлаждения, когда не только зафиксировано высокотемпературное состояние толщи твердого раствора, но не успеет также произойти уменьшение концентрации горофильного компонента B в гиббсовом слое, путем диффузии в толщу кристалла.

Может случиться, что скорость охлаждения в области температур, когда твердый раствор C в A еще не доходит до насыщения, будет не очень велика. Если кривая растворимости B в A, в этой же области температур, уже имеет ход, близкий к вертикальному, то диффузионное снижение концентрации B в гиббсовом слое произойти успеет, и какова бы ни была скорость охлаждения в дальнейшем его ходе, в гиббсовом слое не получится центров для кристаллизации фазы $A_m C_n$.

В свете вышеизложенных рассуждений могут быть объяснены различия в распределении продуктов старения по кристаллу, зависящие как от состава сплава, так и от скоростей охлаждения (в разных температурных диапазонах).

Роль горофильной примеси, насыщающей гиббсовый слой, может играть и та же примесь, которая дает выделение в процессе старения. При этом в момент охлаждения, когда средняя объемная концентрация окажется равной растворимости, концентрация в гиббсовом слое сравняется с объемной; если скорость охлаждения при более высоких температурах была малой и закалка производится от температуры, при которой концентрация в объеме оказалась равной растворимости, то гиббсовый слой вполне исчезает и выделение избыточной фазы при старении будет происходить в точках, распределенных по всему объему кристалла. Если же закалка производится от более высоких температур, то в гиббсовом слое повышенная концентрация задержится и выпадение избыточной фазы начнется именно в нем, благодаря большему пересыщению; в этом случае рост кристалликов при старении пойдет в кристалле твердого раствора от границ к центру.

На основе высказанной здесь гипотезы можно также искать объяснения случаям старения, которые до сих пор не могли быть объяснены из-за отсутствия всяких признаков выделения избыточных фаз и изменения твердого раствора, несмотря на существенные изменения механических свойств. В этих случаях механизм явления, возможно, заключается в том, что идет выделение избыточной фазы в гиббсовом слое, пересыщенном при закалке. Так как гиббсовый слой слишком тонок, то его нельзя заметить ни непосредственными наблюдениями микроструктуры, ни рентгенографически. Поскольку же при этом решетка твердого раствора в толще кристалла остается неизменной, то и в ее рентгенографической картине не наблюдается изменений. Серьезное значение подобного процесса для механических свойств можно видеть из того, какую роль для них играет возникновение камневидности в стали.

Роль горофильных примесей, способных образовать гиббсовый слой, не ограничивается влиянием на характер распределения выделяющейся из твердого раствора фазы, но может оказаться также существенной и для степени дисперсности этой фазы. Когда в среде твердого раствора возникает и начинает расти кристаллик выпадающей фазы, то в начальной стадии его роста вокруг него должен образоваться гиббсовый слой, поскольку при этом существует поверхность раздела твердого раствора и новой фазы. Рост кристаллика идет за счет диффузии избыточного компонента к нему из толщи твердого раствора. Если горофильный элемент способен понижать скорость диффузии избыточного компонента, то гиббсовый слой будет затруднять или даже полностью парализует эту диффузию, и рост возникшего кристаллика прекратится. Размер кристаллика будет зависеть от скорости образования гиббсова слоя, т. е. от скорости диффузии горофильного элемента в твердом растворе. Можно влиять на рост кристалликов выпадающей фазы, заранее добавляя в сплав такие примеси, которые окажутся

более горофильными, чем остальные, и которые в желательном смысле влияют на скорость диффузии избыточного компонента при старении. Возможно, что эти явления имеют существенное значение в механизме действия так называемых модификаторов.

Таким образом, если располагать данными о взаимном влиянии различных элементов на скорость их диффузии в тех или иных твердых растворах и о степени их горофильности относительно каждого твердого раствора, то можно у п р а в л я т ь процессами старения как в отношении степени дисперсности, так и характера распределения выпадающей фазы.

8. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ

Если в объеме кристалла распадающегося твердого раствора нет центров кристаллизации и последняя начинается предпочтительно от поверхности, где вероятнее всего встречаются всякого рода неоднородности, то наличие гиббсова слоя может влиять на кинетику всего процесса распада в целом. Поскольку в составе гиббсова слоя могут преобладать примеси, способные влиять на кинетику распада, а последний начинается у поверхности, то эти примеси могут повлиять на процесс даже если их средняя объемная концентрация в твердом растворе и невелика. На этой основе возможно объяснение влияния некоторых малых легирующих примесей в стали на ее прокаливаемость, различную у разных сталей при данной величине зерна. Так как в крупнозернистом материале суммарная площадь поверхности меньше, чем в мелкозернистом, то при одинаковых прочих условиях в последней будет больше центров кристаллизации; в крупнозернистой легче переохлаждать аустенит до мартенситной точки, т. е. прокаливаемость крупнозернистой стали, вообще говоря, лучше. Однако прокаливаемость стали может быть улучшена независимо от величины зерна, если к стали добавить в небольшой концентрации такую примесь, которая была бы наиболее горофильной при данном составе стали и которая задерживала бы распад аустенита, хотя бы для такой задержки в толще кристалла требовалась бы и в ы с о к а я концентрация в нем этой примеси.

9. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ПРОЦЕССАХ ДИФфуЗИИ

Рассмотрим процесс фронтальной диффузии какого-либо элемента в поликристаллическое вещество из внешней среды, окружающей это вещество, через его макроскопическую наружную поверхность, в его толщу. Для простоты предположим, что диффундирующий элемент, в данных условиях диффузии, не образует химических соединений с веществом, в которое он диффундирует, но входит в твердый раствор в нем.

Если диффундирующий элемент является горофобным или, по крайней мере, не является горофильным по отношению к растворителю, то диффузия идет равномерным фронтом, параллельным наружной поверхности растворителя. Атомы диффундирующего вещества входят в кристаллы воспринимающего вещества и создают в нем градиент концентрации, одинаковый по величине во всех точках любой внутренней поверхности, параллельной наружной поверхности, и направленный по нормали к ней.

Если же диффундирующий элемент является горофильным по отношению к растворителю, то диффузия должна идти преимущественно по границам кристаллов воспринимающего поликристаллического вещества.

Диффундирующие атомы, входя в какой-либо новый кристалл, прежде всего будут располагаться в его поверхностном слое, создавая в нем повышенную концентрацию до того, как концентрация в толще этого кристалла (со стороны фронта диффузии) начнет заметно повышаться. Поверхность следующего по глубине кристалла окажется в соприкосновении с гиббсовым слоем предыдущего, насыщенным значительно раньше того, как будет насыщен о б ь е м предыдущего кристалла, и фронт диффузии придвинется к следующему. Поверхностные силы последнего будут «вытяги-

вать» атомы диффундирующего элемента (ввиду его горофильности) из соприкасающегося с ним насыщенного гиббсова слоя предыдущего кристалла. Таким образом, диффузия по поверхностным слоям кристаллов будет опережать диффузию сквозь объем кристаллов. Поверхностные слои кристаллов будут являться своего рода каналами, по которым диффузия будет облегчена. Наличие гиббсовых слоев, насыщенных диффундирующим элементом и окружающих кристаллы, объем которых еще не содержит заметных концентраций этого элемента, способствует ускоренному насыщению объема кристаллов, так как входит в этот объем диффундирующие атомы могут не только со стороны фронта диффузии, но и со всех остальных сторон из гиббсова слоя, где убыль горофильных атомов из-за диффузии внутрь кристалла легче пополняется за счет диффузии из соседних участков гиббсова слоя (лежащих ближе к общему источнику диффузии, т. е. к внешней поверхности), нежели за счет обратной диффузии из толщ кристалла в гиббсов слой.

Таким образом, скорость диффузии горофильного элемента в поликристаллическое вещество должна существенно зависеть от суммарной поверхности кристаллов этого вещества, т. е. от размера кристаллов: при более мелких кристаллах скорость диффузии должна быть больше.

Для горофобных (или не горофильных) элементов такой зависимости не должно наблюдаться. Бугаков и Рыбалко [13] наблюдали такую зависимость при диффузии цинка в α -латуни. Коэффициент диффузии при 700° для образцов с величиной зерна 0,13 мм получился в 3—4 раза больше, чем для образцов, с величиной зерна 0,37 мм и почти в 40 раз больше, чем для монокристалла. По данным Добинского [3], цинк горофобен по отношению к меди.

Следует учесть, что при наличии в поликристаллическом веществе, куда идет диффузия, примеси более горофильной относительно основного вещества-растворителя, чем диффундирующий элемент, влияние величины зерна на скорость диффузии окажется парализованным. Это значение малых количеств примесей нужно учитывать при изучении диффузии в поликристаллических веществах, а также при практическом ее использовании в процессах типа цементации¹.

10. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ ПРИ ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

Как известно², интеркристаллитная коррозия хромоникелевых нержавеющей сталей объясняется тем, что по границам аустенитных зерен в этой стали выпадают сложные (железо-хромистые) карбиды, забирающие в себя большие количества хрома из поверхностного слоя зерна, и, так как эта убыль не успевает пополниться диффузией из внутренней части зерна, ввиду слишком низкой температуры, то обедненный хромом поверхностный слой теряет антикоррозийную стойкость.

Для борьбы с этим явлением применяют так называемые «стабилизаторы», т. е. малые добавки карбидообразующих элементов, которые в первую очередь связываются углеродом при выпадении карбидов; благодаря этому хром остается в твердом растворе в поверхностном слое зерна, сохраняя ему антикоррозийную стойкость.

С точки зрения рассматриваемой здесь гипотезы, действие «стабилизаторов» должно быть особенно эффективным в случае их горофильности по отношению к хромоникелевому аустениту. В этом случае для предотвращения интеркристаллитной коррозии достаточно весьма малых добавок «стабилизатора», гораздо меньших, чем требуется по расчету,

¹ Другие данные о влиянии величины зерна на скорость диффузии и прежние объяснения этого влияния можно найти в работе Прокошкина [12]. Противоречия между результатами рассмотренных там работ, возможно, имеют указанное выше происхождение.

² См., например, [14].

предполагающему равномерное распределение «стабилизатора» по всему объему зерна аустенита и основанному на применении стехиометрической формулы карбида, образуемого стабилизатором.

Кроме только что указанного значения, обсуждаемая в настоящей статье гипотеза может играть существенную роль в вопросе об интеркристаллитной коррозии, если в хромоникелевом аустените горофильным является углерод. Найденная Кривобоком кривая растворимости углерода в хромоникелевом аустените [14] имеет такой же характер, как и типовая кривая фиг. 1 (при 1400° — 0,50%, при 600° — меньше 0,02% и далее мало меняется при охлаждении). Поэтому недостаточно медленное охлаждение такой стали зафиксирует свойственное высокотемпературному состоянию высокое содержание горофильного углерода в гиббсовом слое. Тем легче и тем в большем количестве будет образовываться карбид в этом слое и тем большее количество хрома при этом свяжется в отсутствие «стабилизаторов», чем быстрее было охлаждение. С этой точки зрения для предотвращения интеркристаллитной коррозии хромоникелевой стали без стабилизаторов нужно рекомендовать медленное охлаждение ее от высоких температур до 600° .

При введении в сталь горофильных карбидообразующих элементов закалка может оказаться возможной, поскольку ею может фиксироваться большая концентрация этого элемента в гиббсовом слое (если растворимость этого элемента зависит от температуры аналогично изображаемой на фиг. 1).

11. РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ЯВЛЕНИИ ОПЛАВЛЕНИЯ ГРАНИЦ КРИСТАЛЛИТОВ

Пусть имеется твердый раствор с горофильной примесью, растворимость которой меняется с температурой по кривой того же типа, что и на фиг. 1. Нагревая такой твердый раствор до температуры немного ниже начала кривой солидуса, можно довести концентрацию примеси в гиббсовом слое до максимальной величины. Если затем нагреть сплав еще выше и притом с достаточно большой скоростью, чтобы не успело произойти снижение концентрации примеси в гиббсовом слое путем диффузии вглубь кристалла, то состав гиббсова слоя окажется в области выше линии солидуса на диаграмме состояния и гиббсов слой должен будет начать плавиться, хотя для средней объемной концентрации (в толще кристалла) данная температура будет весьма еще далека от линии солидуса. На этой основе можно объяснить наличие признаков оплавления зерен поликристаллического вещества после его нагрева до температур значительно ниже начала истинного плавления.

Можно ожидать эффекта существенного снижения механической прочности твердого раствора с горофильной примесью, под влиянием описанного явления.

12. ВОЗМОЖНАЯ РОЛЬ ГИББСОВА СЛОЯ В ЯВЛЕНИЯХ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛИ

Известно, что некоторые сорта стали подвержены так называемой отпускной хрупкости, которая проявляется следующим образом. Сталь, нормально закаленная от температуры выше A_{c3} и затем отпущенная при $600-650^{\circ}$, обладает нормальной вязкостью. Если та же сталь затем получает дополнительно отпуск в зоне $500-550^{\circ}$, то ее вязкость сильно снижается. Вместо нормального, вязкого, идущего через зерна, излома, имевшего место до дополнительного отпуска, после него получается хрупкий излом, идущий по границам исходного аустенитного зерна, существовавшего непосредственно перед закалкой [15]. Новый (третий) отпуск той же стали при $600-650^{\circ}$ ликвидирует эту хрупкость, которая вновь воспроизводится, если снова последует дополнительный отпуск при $500-550^{\circ}$. При многократном чередовании отпусков при $600-650^{\circ}$ и при $500-550^{\circ}$ явление

постепенно ликвидируется и в дальнейшем хрупкость после очередного отпуска при $500-550^{\circ}$, после достаточного числа таких циклов, не появляется.

Существующее объяснение этого явления использует зависимость растворимости углерода в α -железе от температуры: отпуск при $600-650^{\circ}$ переводит в твердый раствор в α -железе определенную часть углерода, содержащегося в стали. Охлаждение фиксирует это состояние. Последующий отпуск при $500-550^{\circ}$, когда растворимость углерода в α -железе существенно меньше, чем при 600° , заставляет выделиться избыток углерода в виде карбидов. Выделяясь по границам α -кристалла, эти карбиды создают зону хрупкости, по которой и проходит излом. Повторный отпуск при $600-650^{\circ}$ снова переводит карбиды из этих зон в твердый раствор, ликвидируя хрупкость и т. д.

С этим объяснением не увязываются три обстоятельства. Во-первых, непонятной остается роль старых границ исходного, переставшего уже существовать, аустенитного зерна. Во-вторых, не объясняется, почему явление хрупкости ликвидируется при достаточно большом числе циклов отпуска. В-третьих, этому объяснению противоречит экспериментально установленный (Журдюмовым) факт неизменности параметра решетки «твердого раствора» при последовательных отпусках при 600 и при $500-550^{\circ}$.

На основе трактуемой здесь гипотезы о гиббсовом слое можно предложить объяснение явления отпускной хрупкости, легко увязываемое с указанными тремя обстоятельствами. Следует предположить, что при высокой температуре перед закалкой гиббсов слой монокристалльного зерна аустенита обогащается горофильной примесью, концентрация которой в гиббсовом слое, определяемая растворимостью, может быть, как допускается гипотезой, несколько меньше растворимости.

Далее следует предположить, что концентрация этой примеси, установленная в гиббсовом слое при высокой температуре и зафиксированная в нем закалкой, остается меньшей растворимости этой примеси в α -железе до температуры около 550° , но превышает растворимость при более низких температурах. Тогда при температуре около 600° концентрация в гиббсовом слое будет хотя и выше равновесной для этой температуры, но еще не пересыщающей твердого раствора. Поэтому при 600° будет иметь место лишь диффузионное снижение концентрации примеси в гиббсовом слое до уровня, соответствующего равновесию гиббсова слоя с объемом зерна при 600° . Ввиду того, что эта температура невысока, диффузия будет идти очень медленно. Если теперь, не закончив этого диффузионного процесса, сталь охладить, то гиббсов слой будет состоять из пересыщенного (пересыщенного) твердого раствора. Последующий отпуск при температуре $500-550^{\circ}$ вызовет выпадение избытка примеси из пересыщенного твердого раствора и в гиббсовом слое выпадет фаза, обуславливающая хрупкий излом как раз по границе исходного аустенитного зерна¹.

Новый отпуск при 600° переведет эту фазу снова в твердый раствор в гиббсовом слое и ликвидирует хрупкость. Чередование вязкого и хрупкого состояний при последовательных отпусках попеременно при $600-650^{\circ}$ и при $500-550^{\circ}$ будет иметь место до тех пор, пока суммарное время выдержки стали при $600-650^{\circ}$ не окажется достаточным, чтобы снизить концентрацию примеси в гиббсовом слое, путем диффузии ее в толщу зерна, до уровня равновесной для этой температуры. Тогда эта концентрация при температурах в зоне $500-550^{\circ}$ не будет пересыщать твердый раствор в гиббсовом слое (хотя и будет еще несколько превышать равновесную концентрацию гиббсова слоя при этих температурах), выпадения избытка примеси в виде хрупкой фазы здесь уже не будет происходить и явление отпускной хрупкости прекратится.

¹ Скорость охлаждения после отпуска при 600° должна быть достаточно велика, чтобы сократить до минимума продолжительность пребывания стали в опасной области температур, в которой выпадение избыточной фазы (создающей хрупкость) из твердого раствора идет наиболее интенсивно.

Что касается отпуска при более низких температурах, нежели зона возможного выявления отпускной хрупкости, то там процессы распада пересыщенного твердого раствора в гиббсовом слое парализованы чрезмерным переохлаждением; зона возможного выявления хрупкости и есть зона, в которой переохлаждение достаточно мало, чтоб процессы распада могли развиваться с заметной скоростью.

Естественно, что в описанном ходе явлений, внутри зерна, во всем объеме кристаллическая решетка остается неизменной, так как количество примеси, переходящей из гиббсова слоя в толщу зерна при этом очень мало не только за один цикл отпусков (смена последовательных двух состояний вязкости и хрупкости), но и за все суммарное время отпусков; пока проявляется отпускная хрупкость.

13. ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ГИББСОВА СЛОЯ НА РОСТ ЗЕРНА

Если гиббсовый слой обогащен горофильной примесью, образующей с растворителем диаграмму по типу фиг. 1, то при весьма больших скоростях нагревания концентрация в гиббсовом слое не успеет повыситься (из-за медленности протекания диффузионных процессов) соответственно растворимости. Поэтому поликристаллический материал окажется при высокой температуре с поверхностными составляющими его кристаллов, не насыщенными горофильной примесью, а потому с далеко недостаточно пониженной суммарной поверхностной энергией. Следовательно, в материале будет достаточно мощный стимул к снижению суммарной площади поверхности, т. е. к росту зерна. Таким образом, весьма быстрый нагрев материала (например, индукционный нагрев стали) может сопровождаться чрезвычайно повышенной скоростью роста зерна¹.

Если в материале содержится горофильная примесь, растворимость которой слабо меняется с температурой, то в таком материале даже при очень быстром нагреве не обнаружится изменений в процессе роста зерна, сравнительно с медленным нагревом.

14. ГИББСОВ СЛОЙ И «ГОМЕОПАТИЧЕСКАЯ» МЕТАЛЛУРГИЯ

Изложенные выше следствия из принятой здесь гипотезы показывают, что гиббсовый слой может иметь огромное и разностороннее влияние на поведение поликристаллического материала и его свойства.

Незначительные количества примесей могут вызвать существенные изменения свойств и поведения материала, почти не меняя его кристаллической структуры в объеме отдельных кристаллитов.

Конкуренция различных примесей, обладающих разной степенью горофильности, при варьировании качественного и количественного состава этих примесей может вызвать вариацию свойств в широком диапазоне.

Между тем при практическом использовании и при изучении технических материалов эта сторона дела до сего времени почти совершенно не учитывается. Например, аттестация качественных сталей производится по их «марочному» химическому составу, определяемому химическим анализом на вполне определенные элементы. Наличие или отсутствие примесей других элементов оставляется при этой аттестации вообще без внимания, как стандартное правило. В действительности же, большинство существующих технологий изготовления материалов содержат в себе поистине неограниченные возможности загрязнения материала неучитываемыми примесями, хотя бы и в незначительном количестве, но зато и с неконтролируемым влиянием их на материал по причине их участия в гиббсовом слое. В частности, технология выплавки стали, включающая кругооборот повторной переработки старых стальных изделий, поступающих в шихту

¹ Предполагается, что на предыдущей стадии термообработки материал охлаждался медленно от высоких температур (не подвергался закалке).

в виде лома, ведет к чрезвычайному усложнению состава неконтролируемых примесей в стали, так как исходные, сырые стали, имеющие различное рудное происхождение, имеют и различные примеси, специфические для рудного источника. Автору известен факт, когда образцы марочной стали из рядовой заводской плавки были подвергнуты химическому анализу на все элементы, доступные по методике анализа заводской лаборатории; анализ обнаружил в этой стали, наряду с элементами, обязательными для данной марки стали в пределах нормы, также наличие около шестидесяти других элементов.

Нужно ли после этого удивляться тому, что сталь определенной марки с «одинаковым» стандартным химическим составом дает в разных плавках непредвиденные вариации ряда важных для практики технических свойств, не поддающихся до сего времени в полной мере сознательному регулированию, например, склонности к перегреву, прокаливаемости, склонности к старению, а также и привычные для практики колебания механических и физических свойств.

Предлагаемое в настоящее время объяснение этих вариаций в виде ссылки на их «плавочные характеристики», по мнению автора, представляет собою лишь удобный способ отказа от объяснения.

Объяснение многих из этих вариаций на основе высказанной здесь гипотезы о природе гиббсова слоя открывает вполне определенные пути исследования и намечает возможности управления ими.

Эта гипотеза выдвигает в число наиболее актуальных задач — экспериментальное изучение строения гиббсова слоя: его толщины, распределения в нем горофильных элементов, изменения этого распределения с температурой, взаимодействия различных горофильных элементов в данном твердом растворе, а также экспериментальное измерение горофильности разных элементов в разных растворах¹.

Эта гипотеза обрисовывает необходимость и важность более широкой аттестации химического состава технических материалов, учитывающей наиболее горофильные элементы.

Эта гипотеза, наконец, подтверждает необходимость определенного направления в развитии технологии производства технических материалов, в частности металлургии стали, — направление к максимальной химической чистоте основного материала и использование малых, «гомеопатических» примесей для модификации свойств материала.

Для создания такой «гомеопатической» металлургии необходима разработка новых металлургических процессов как в отношении ректификации исходных сырых продуктов, так и переработки их в металл.

* * *

Помимо общих физических соображений, положенных в основу гипотезы о полнотонной толщине гиббсова слоя и о зависимости концентрации в нем от объемной растворимости, помимо некоторых экспериментальных фактов, косвенно подтверждающих правомерность этих допущений и изложенных в разделе 3, в пользу гипотезы можно высказать следующее.

Гипотеза позволяет с единой точки зрения интерпретировать широкий круг разнообразных явлений в поликристаллическом веществе. В отно-

¹ Помимо косвенных путей исследования этих вопросов (измерение влияния примесей на собирательную рекристаллизацию, на кинетику распада твердых растворов, измерение скоростей диффузии, наблюдения за селективным окислением сплавов и т. п.), здесь необходимо применение прямых методов исследования поверхности: монокристаллов и отдельных кристаллитов в поликристаллических агрегатах: электроннографический структурный анализ, рентгеноспектральный анализ, бесстружковый химический анализ, различные методы исследования поверхностных физических свойств.

Кроме того, необходимы экспериментальные исследования поверхностного натяжения расплавленных металлов и сплавов и его зависимости от наличия примесей.

шении многих из них она дает руководство к практическому действию. Экспериментальная проверка правильности такого руководства в вопросе о природе камневидного излома стали дала положительный результат; сообщение об этом изложено в предыдущей статье настоящего сборника.

В дальнейшей проверке гипотезы на таком практическом пути нужно учитывать возможность тех искажающих результатов влияний, которые предсказываются самой гипотезой и происходят от конкуренции разных горофильных примесей; об этом уже подробно сказано выше.

В пользу гипотезы говорят также предварительные результаты бесстружкового химического анализа поверхности типичного камневидного излома (со сплошной камневидностью) стали 18ХНМА по методу проф. Н. А. Тапанаева¹. Этот анализ показал, что поверхностный слой излома обогащен (в несколько раз, сравнительно со средним объемным содержанием) молибденом — примесью, горофильность которой следует из его парализующего действия на собирательную рекристаллизацию, и которая в то же время образует с железом бинарную систему с диаграммой, подобной фиг. 2:

ВЫВОДЫ

1. В данной статье высказана гипотеза о полнотомной толщине гиббсова слоя и о зависимости содержания в нем горофильной примеси от объемной растворимости.

2. В обоснование этой гипотезы приведены общие физические соображения и указаны некоторые экспериментальные факты, косвенно ее подтверждающие.

3. С точки зрения этой гипотезы дана трактовка возникновения интергранулярного излома сплавов и в частности камневидного излома стали; указан их генезис; установлен критерий склонности легированных сталей к приобретению камневидного излома; указаны причины кажущихся отступлений от этого критерия; установлен критерий опасной области температур перегрева; указаны пути предупреждения камневидности при перегреве стали и устранения уже возникшей камневидности; указана возможная причина затрудненности растворения карбидов в стали и возможный путь регулирования скорости растворения их с помощью добавок; указаны причины и механизм возникновения различных форм распределения продуктов старения при распаде твердых растворов и пути регулирования этих форм; то же самое указано для необъясненных случаев старения; указаны причины различной степени дисперсности при выпадении избыточных фаз из твердых растворов и пути регулирования степени дисперсности, объяснен механизм действия модификаторов; указано значение гиббсова слоя и протекающих в нем явлений для прокаливаемости стали, а также намечены пути ее улучшения; указана роль гиббсова слоя в механизме диффузии в поликристаллическом веществе; объяснены случаи зависимости скорости диффузии от величины зерна, а также противоречия между экспериментальными фактами из этой области; указана возможность регулирования скорости диффузионных процессов в поликристаллических веществах путем горофильных добавок; указано значение гиббсова слоя в явлениях интеркристаллитной коррозии и в механизме действия «стабилизаторов»; указаны пути выработки рациональной рецептуры стабилизаторов; объяснены явления оплавления границ кристаллитов при нагревах значительно ниже температуры плавления, соответствующей среднему объемному составу сплава; указано возможное значение гиббсова слоя для возникновения явлений отпускной хрупкости и аномального роста зерна при очень быстрых нагревах.

4. Выдвинута и обоснована проблема изучения строения гиббсова слоя, как одна из самых актуальных проблем современного металлостроения.

¹ Автор пользуется случаем выразить свою благодарность проф. Н. А. Тапанаеву за проведение этих пробных анализов.

ния, к которой сводится весьма широкий круг практически и теоретически важных задач, не получивших еще решения.

5. Указана недостаточность и неоднозначность принятой аттестации технических материалов по ограниченному числу химических элементов, без учета «гомеопатических» доз горофильных примесей.

6. Указана необходимость такого направления в развитии технологии производства технических материалов, в котором было бы достигнуто использование эффекта Гиббса с помощью «гомеопатических» доз горофильных примесей в основном материале, химический состав которого аттестован исчерпывающим образом.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Архаров, Н. А. Пятаде. Сборник по обмену техническим опытом Уралмашзавода, № 4—5, стр. 27, 1944.
2. L. Bircumshaw. Phil. Mag. 17, 181, 1934.
3. S. Dobinski. Nature, 141, 81, 1938. S. Dobinski and M. Niesluchowski. Nature, 144, 510, 1939.
4. Ван-Лимп-т. Сборник статей «Рекристаллизация металлов» ОНТИ, стр. 148, 1933.
5. В. К. Семенченко. Журнал Физ. Химии 7, 501, 1936.
6. C. Benedicks and H. Löfquist. Выступление в дискуссии о работе Swinden'a и Bolsover'a, Journ. Iron Steel Inst. 134, 531, 1936.
7. Е. Шмид и В. Боас. Пластичность кристаллов, ОНТИ, Ленинград, стр. 202, 1938.
8. Д. Л. Талмуд и С. Е. Бреслер. Поверхностные явления, Сер. Проблемы новейшей физики, вып. 15, ГТТИ, Ленинград 1934.
9. G. I. Finch and A. G. Quarell. Nature 131, 1933, 877. Proc. Roy Soc. (A), 141, 398, 1933, Proc. Phys. Soc. 46, 148, 1934.
10. A. G. Quarell. Proc. Phys. Soc. 49, 279, 1937.
11. В. И. Архаров, Н. А. Пятаде. Труды ИФМ УФАИ, вып. 8, стр. 37, 1946.
12. Д. А. Прокошкин. Сборник трудов Моск. Ин-та стали им. Сталина, Химические и термические методы обработки стали, ОНТИ, 1938.
13. В. С. Бугаков, Ф. П. Рыбалко. Журнал Техн. физики 5, 1729, 1935.
14. В. И. Смирнов. Труды II конференции по коррозии металлов, т. I, стр. 103, изд. АН СССР, 1940.
15. В. Д. Садовский, Н. П. Чупракова. Труды ИММ УФАИ, вып. 6, 1945 г.

СО Д Е Р Ж А Н И Е

	Стр.
Предисловие	3
От авторов	5
М. П. Браун, П. Е. Воронов. Склонность высоколегированной стали к перегреву при ковочных температурах	7
М. П. Браун, П. Е. Воронов. О природе перегрева легированных сталей при ковочном нагреве	24
В. И. Архаров, Н. А. Пятаде. Строение перегретой стали.	37
В. И. Архаров, С. Т. Киселев, Н. А. Пятаде. К вопросу об условиях возникновения камневидного излома в стали	50
В. И. Архаров. О роли поверхностных слоев кристаллов твердого раствора при термообработке поликристаллических материалов.	54

Редакторы:
 д-р физ.-мат. наук С. В. Вонсовский,
 д-р техн. наук В. Д. Садовский

Подписано к печ. 30/XII 1946 г. НС 28059
 Печ. л. 4,75. Уч.-изд. л. 7,5.
 Тираж 1000. Цена 7 р. 50 коп.
 Зак. № 237.

5-я типография Огиза треста «Полиграф-
 книга» при Совете Министров СССР
 Свердловск, ул. Ленина, 47.