

П-163

18

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

---

**Т Р У Д Ы**  
**ИНСТИТУТА ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ**

*Выпуск 18*

**ВЛИЯНИЕ**  
**СОСТАВА И СТРУКТУРЫ**  
**НА ХЛАДНОЛОМКОСТЬ СТАЛИ**

ТР



ИЗДАТЕЛЬСТВО АКАДЕМИИ НАУК СССР  
1956 Москва 1956

п-163

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

Т Р У Д Ы  
И Н С Т И Т У Т А Ф И З И К И М Е Т А Л Л О В

Выпуск 18

В Л И Я Н И Е  
С О С Т А В А И С Т Р У К Т У Р Ы  
Н А Х Л А Д Н О Л О М К О С Т Ъ С Т А Л И



ИЗДАТЕЛЬСТВО АКАДЕМИИ НАУК СССР  
Москва 1956

п-15092

1956 | А. У. С. С. С. Р.

Вып 18 Уральск филиал

т физики метал.

п-15092

Шк 6р-90к

ва

Е. Н. СОКОЛКОВ и В. Д. САДОВСКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

НЕОБРАТИМАЯ ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ

Необратимая отпускная хрупкость конструкционных легированных сталей характеризуется значительным падением ударной вязкости при отпуске в интервале температур 250—400° по сравнению с ударной вязкостью при более низком отпуске (150—200°), в то время как твердость во всем температурном интервале отпусков, как правило, монотонно падает. Указанное падение ударной вязкости часто совершенно исключает использование в практике указанного температурного интервала отпусков, что лишает машиностроение многих выгодных сочетаний прочности и пластичности.

До сих пор нет способов борьбы с необратимой отпускной хрупкостью, и стремление техники использовать материалы в состоянии повышенной прочности ограничивается хрупкостью, развивающейся при отпуске именно на те температуры, которые могли бы обеспечить требуемую прочность. Поэтому неслучайно усилия многих исследователей направлялись и направляются на изучение природы этого вида хрупкости. Однако до сих пор нет единого мнения относительно причин, вызывающих это явление, и суждения о нем крайне противоречивы.

Основные процессы при отпуске закаленной стали — карбидообразование при распаде мартенсита и распад остаточного аустенита. Изучению этих превращений в связи с указанным видом хрупкости и было посвящено большое число исследований.

Долгое время считалось, что источником развития необратимой отпускной хрупкости является распад остаточного аустенита, всегда присутствующего в том или ином количестве в закаленных конструкционных сталях.

Работами Метьюза [1], Гроссмана [2], Ларсена и Грина [3—5], В. Д. Садовского с сотрудниками [6—11] было установлено, что в большинстве случаев температурный интервал отпусков, соответствующий наиболее интенсивному распаду остаточного аустенита, совпадает с интервалом развития необратимой отпускной хрупкости. Наиболее подробные исследования распада остаточного аустенита в связи с необратимой хрупкостью были выполнены в Институте физики металлов Уральского филиала АН СССР [6—11].

Распад остаточного аустенита в указанных исследованиях изучался магнитометрическим методом — измерением прироста намагничивания при отпуске. При сравнении кривых ударной вязкости и кривых, отражающих распад остаточного аустенита, часто обнаруживалось удовлетворительное совпадение интервалов развития хрупкости и интенсивного распада остаточного аустенита. Однако обнаруженная связь распада

Ответственный редактор

кандидат физико-математических наук В. А. ПАВЛОВ

Г1-15082  
ЦЕНТРАЛЬНАЯ НАУЧНАЯ  
БИБЛИОТЕКА  
А. Н. Киргивской СОР

остаточного аустенита с развитием хрупкости все же не позволила исследователям безоговорочно рассматривать распад остаточного аустенита как непосредственную причину развития хрупкости.

В. Д. Садовский, Н. П. Чупракова и С. П. Озеров [7, стр. 172] отметили: «Связываем ли мы хрупкость с распадом мартенсита или с распадом аустенита, все же остается нерешенным вопросом о том, почему распад остаточного аустенита вызывает хрупкость».

Анализируя существующие предположения о том, что хрупкость при распаде остаточного аустенита может возникнуть вследствие превращения последнего в мартенсит или в результате развивающихся при этом напряжений, а также, возможно, и из-за неоднородности структуры при распаде остаточного аустенита, указанные авторы считают, что возможен совершенно иной подход к вопросу. Этот подход исходит из простого предположения о том, что остаточный аустенит является как бы вязким цементом, связывающим структуру закаленной стали.

Существовало предположение, что значительная ударная вязкость при низком отпуске является следствием присутствия в структуре стали нераспавшегося остаточного аустенита. Правда, это предположение не лишено противоречий. Сами же авторы отмечают, что на ударную вязкость хромо-никелевых сталей при низком отпуске очень неблагоприятно влияет углерод вопреки повышению (с ростом его содержания) количества остаточного аустенита [8]. То же было отмечено и при рассмотрении влияния марганца на ударную вязкость указанных сталей: повышение содержания марганца, несомненно, сопровождается увеличением количества остаточного аустенита, но вязкость, несмотря на это, падает.

Тем не менее В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова [8, стр. 176] сочли возможным предположить, что «...распад остаточного аустенита не вызывает хрупкости, а лишь выявляет истинную хрупкость мартенситной структуры, замаскированную присутствием аустенита. Следует говорить не о зоне хрупкости, совпадающей с распадом остаточного аустенита, а вообще о низкой вязкости мартенсита, которую мы не замечаем при низких температурах отпуска, пока в структуре присутствует связывающий ее вязкий цемент — остаточный аустенит».

Найденная и изученная возможность получения в стали различных количеств остаточного аустенита [12] позволила более широко изучить влияние остаточного аустенита на ударную вязкость стали. Установлено [13], что частичный распад аустенита в средней степени превращений делает остаточный аустенит более устойчивым при отпуске, а иногда и усложняет кинетику его распада. Для стали 40ХН4 в указанных условиях обнаружено два температурных интервала максимального распада остаточного аустенита — при 350 и 550°, значительная устойчивость остаточного аустенита отмечается в интервале 400—450°. Характерно, что вместе с этим наблюдалось и раздвоение интервала падения ударной вязкости при отпуске [7].

Такое совпадение раздвоения интервалов распада остаточного аустенита и развития хрупкости, естественно, рассматривалось как дополнительное свидетельство связи необратимой отпускной хрупкости с распадом остаточного аустенита. Следует, однако, заметить, что частичный распад переохлажденного аустенита в промежуточной степени обуславливает определенную специфику исходной структуры по сравнению с закаленной сталью. Поэтому неслучайно при более широких исследованиях влияния ступенчатой и изотермической закалки конструкционных легированных сталей на механические свойства, когда изучались стали 40ХН4, 40ХНЗМ и 38ХГС, падение ударной вязкости предлагается рассматривать как развитие нового, еще почти не исследованного вида хрупкости стали [14].

В работах лаборатории металловедения Института физики металлов Уральского филиала АН СССР по выяснению влияния электротермообработки на развитие хрупкости при отпуске установлено, что электроотпуск закаленной конструкционной стали в значительной мере сглаживает падение ударной вязкости при развитии необратимой отпускной хрупкости [11, 15]. Такое благоприятное действие электроотпуска объяснялось подавлением распада остаточного аустенита в результате большой скорости нагрева и отпуска без выдержки. Положительное влияние электроотпуска усиливается, когда применяют электрозакалку, что в свою очередь объясняется созданием значительной мелкозернистости [15].

Наряду с объяснением необратимой отпускной хрупкости распадом остаточного аустенита существует и иная точка зрения, связывающая развитие хрупкости с процессами карбидообразования при распаде мартенсита.

Еще в 1934 г. А. А. Хабахпашев и Б. Е. Шейнин, анализируя процессы, происходящие при отпуске конструкционной стали в связи с изменением ее ударной вязкости, предполагали, что минимум кривой ударной вязкости соответствует максимальному количеству карбидов в момент распада мартенсита [16]. Дальнейшее развитие этого взгляда дано в работе одного из авторов [17], в которой указывалось, что в развитии хрупкости влияние распада мартенсита превалирует над влиянием распада аустенита. И. Л. Миркин и А. Г. Спектор [18] высказали предположение, что понижение ударной вязкости при развитии хрупкости вызывается совместным действием превращения остаточного аустенита и карбидообразования при распаде мартенсита.

Значительное внимание необратимой отпускной хрупкости уделено в работе А. С. Завьялова [19]. Отмечая, что большинство исследователей объясняет необратимую хрупкость распадом остаточного аустенита и что именно в пользу этой теории приводятся наиболее убедительные доказательства, А. С. Завьялов [19, стр. 21] из рассмотрения результатов предварительных испытаний стали различных марок делает вывод, что «...одним из основных факторов, вызывающих хрупкий отпуск (необратимую отпускную хрупкость — по нашей терминологии<sup>1</sup>), является обособление карбидной фазы». По мнению А. С. Завьялова, при образовании карбидов характерно, что по мере повышения температуры отпуска выделяются карбиды, богатые тем или иным карбидообразующим элементом, и процесс выделения углерода из  $\alpha$ -твердого раствора растягивается до температур, близких к  $A_{c1}$ .

Это положение находится в противоречии с большим числом исследований влияния легирующих элементов на процессы отпуска закаленной стали [20—24], которыми достаточно твердо установлено, что выделение углерода из пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора в основном завершается при температурах 300—350° и только в отдельных случаях (при легировании стали такими элементами, как кремний и хром) этот процесс затягивается до 400—450° [24]. При дальнейшем повышении температуры происходят лишь процессы перераспределения легирующих элементов между  $\alpha$ -фазой и карбидами.

Тем не менее А. С. Завьялов [19, стр. 7] считает, что «в сталях марок, легированных несколькими карбидообразующими элементами, если температуры выделения карбидов, богатых этими элементами, значительно разнятся между собой, может наблюдаться столько же интервалов хрупкого отпуска (необратимой отпускной хрупкости), сколько карбидообразующих элементов входит в состав стали».

<sup>1</sup> Курсив наш.

На связь развития необратимой отпускной хрупкости с карбидообразованием при распаде мартенсита указывается также в работах [27, 29, 31].

Наряду с рассмотренными работами, связывающими необратимую хрупкость либо с распадом остаточного аустенита, либо с процессами карбидообразования при отпуске мартенсита, следует упомянуть о недавно опубликованной работе Шрадера, Вистера и Зипмана [25], в которой решающее значение в явлении необратимой хрупкости отводится выделению при отпуске дисперсных нитридов хрома и марганца<sup>1</sup>.

Следует указать, наконец, на последнюю работу Гроссмана [26] — одного из первых исследователей, которые связывали этот вид хрупкости с распадом остаточного аустенита. Гроссман считает, что обратимая отпускная хрупкость вызывается неоднородностями в структуре мартенсита, возникающими из-за одновременного отпуска мартенситных игл, расположенных по границам и внутри аустенитного зерна. В работе не дано никакого объяснения наблюдаемому неравномерному отпуску мартенситной структуры.

В заключение краткого обзора имеющихся данных по изучению необратимой отпускной хрупкости следует остановиться на одном важном обстоятельстве. Развитие необратимой хрупкости сопровождается значительным падением ударной вязкости с непрямым появлением блестящего кристаллического излома по границам аустенитного зерна [28]. Установлено, что наблюдаемое в этом случае хрупкое разрушение со значительной потерей ударной вязкости связано с сильным повышением температуры перехода стали к хрупкому состоянию, которое определяется при обычных серийных испытаниях [8, 27, 29].

Таким образом, следует признать, что любые процессы, повинные в развитии хрупкости, несомненно, приводят после отпуска в опасном интервале к сильному повышению температуры перехода стали к хрупкому разрушению.

Если учесть, что условия работы многих деталей машин и конструкций значительно сложнее, чем условия при стандартных испытаниях на ударную вязкость, то тем более становится ясна опасность повышенной склонности металла к хрупкому разрушению, вызываемой процессами при отпуске стали в интервале температур 250—400°.

Из приведенного краткого литературного обзора можно видеть, что твердо установившегося мнения о природе необратимой отпускной хрупкости нет. Действительно, ряд исследователей связывает это явление с распадом остаточного аустенита. Обширные исследования были посвящены изучению процессов карбидообразования в связи с развитием хрупкости, в которых распад мартенсита рассматривался как главный источник падения ударной вязкости. Существует мнение о зависимости хрупкости при отпуске от распада мартенсита и распада остаточного аустенита. Наконец, есть данные, по которым находящийся в стали азот — основная причина падения ударной вязкости при отпуске в опасном интервале температур.

Можно сказать, что два основных процесса, происходящих при отпуске конструкционных сталей, — распад мартенсита и превращение остаточного аустенита — и рассматриваются как главные возможные причины развития необратимой отпускной хрупкости. Ясно, что установление действительной связи этого явления с одним из указанных процессов в значительной степени упростило бы вопрос изыскания мероприятий для устранения этого порока конструкционных сталей.

<sup>1</sup> См. статью Е. Н. Соколкина, Г. В. Гайдукова и В. Д. Садовского в настоящем сборнике.

Задачей настоящей работы и является установление по возможности однозначной связи необратимой хрупкости с процессами, происходящими при отпуске.

### ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ НА НЕОБРАТИМУЮ ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ

Влияние химического состава сталей на необратимую отпускную хрупкость изучалось на опытных плавках, приготовленных в лаборатории прецизионных сплавов Уральского филиала АН СССР.

Химический состав исследованных сталей приводится в табл. 1.

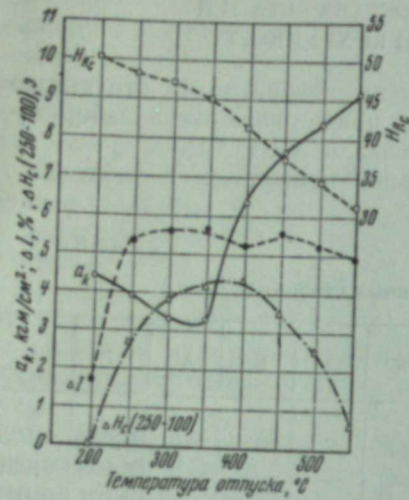
Таблица 1

Химический состав исследованных сталей, в %

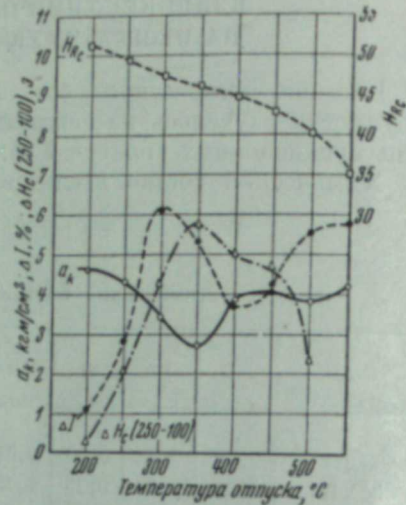
Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Co	Mo	Al	P	S
36H4	0,38	0,32	0,20	0,61	4,38	—	—	—	—	0,042	0,035
36XH4	0,36	0,40	0,25	1,73	4,26	—	—	—	—	0,038	0,031
36XH4C	0,32	0,41	1,77	1,53	3,70	—	—	—	—	0,036	0,034
36XH4Ю	0,35	0,39	0,43	1,55	4,10	—	—	—	0,96	0,061	0,034
36XH4B	0,32	0,24	0,22	1,27	4,35	1,01	—	—	—	0,042	0,031
30XH4K	0,28	0,30	0,41	1,61	4,04	—	1,99	—	—	0,040	0,041
36XH4M	0,32	0,20	0,12	1,54	3,96	—	—	0,51	—	0,038	0,034
36XH4CB	0,36	0,36	1,99	1,97	4,35	1,22	—	—	—	0,030	0,030
36XH4CBГ	0,37	1,74	2,50	1,72	4,80	1,15	—	—	—	0,034	0,031
36H8	0,36	0,38	0,21	0,31	8,17	—	—	—	—	0,044	0,037
36XH8	0,37	0,40	0,40	1,58	7,80	—	—	—	—	0,025	0,037
36XH8C	0,31	0,35	1,73	1,50	7,64	—	—	—	1,10	0,048	0,038
36XH8Ю	0,37	0,35	0,40	1,55	8,06	—	—	—	—	0,041	0,037
36XH8B	0,36	0,36	0,05	1,45	8,10	0,70	—	—	—	0,051	0,037
30XH8K	0,30	0,32	0,23	1,68	7,60	—	1,70	—	—	0,044	0,022
36XH8M	0,31	0,28	0,23	1,90	7,60	—	—	0,4	—	0,038	0,039
36XH8CB	0,35	0,43	2,11	1,70	7,50	0,68	—	—	—	0,038	0,031
36XH8CBГ	0,35	1,46	2,12	1,80	8,31	0,32	—	—	—	0,040	0,032

Для изучения влияния легирующих элементов на необратимую отпускную хрупкость была выбрана хромо-никелевая сталь со средним содержанием углерода. Это объяснялось следующими причинами. Во-первых, такие стали, будучи типично конструкционными, в наибольшей степени подвержены этому виду хрупкости и поэтому именно на них можно достаточно отчетливо наблюдать и изучать условия развития данного явления. Во-вторых, предварительными опытами установлено, что в таких сталях распад остаточного аустенита более высоких температур, чем распад мартенсита. Последнее обстоятельство представляло особый интерес, так как возможность наблюдения процессов отпуска мартенсита и распада остаточного аустенита, независимо один от другого, во многом должна была облегчить выяснение природы необратимой отпускной хрупкости. Ударная вязкость во всех без исключения случаях определялась на нормальных образцах 10 × 10 × 60 мм. Надрез производился наждачным кругом после завершения всех операций термической

обработки; при этом полностью исключалось влияние обезуглероженого слоя (глубина надреза 2 мм, ширина 2 мм, радиус закругления у дна 1 мм).

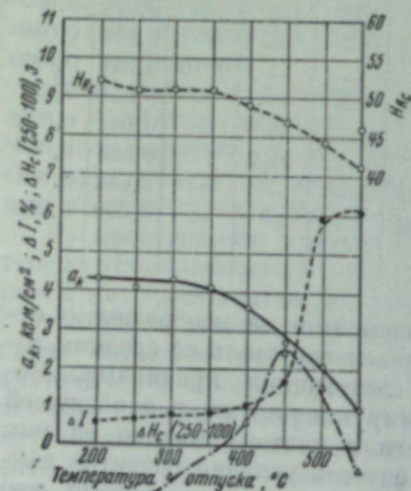


Фиг. 1. Ударная вязкость ( $a_k$ ), твердость ( $H_{Rc}$ ), изменение намагничивания ( $\Delta I$ ) и прирост коэрцитивной силы ( $\Delta H_c$ ) в зависимости от температуры отпуска стали 36N4. Закалка от  $1100^\circ$  в масле; отпуск 1 час; охлаждение в воде.

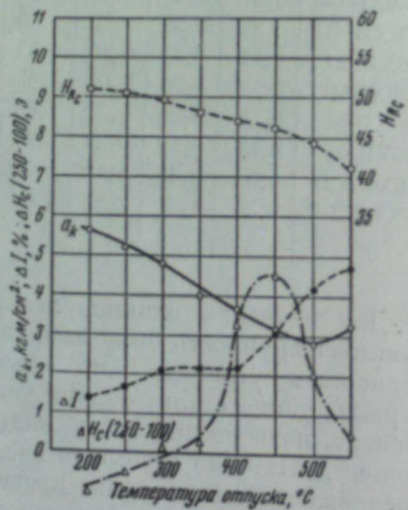


Фиг. 2. Сталь 36XN4.

На фиг. 2—17 обозначения кривых те же, что и на фиг. 1.



Фиг. 3. Сталь 36XN4C.

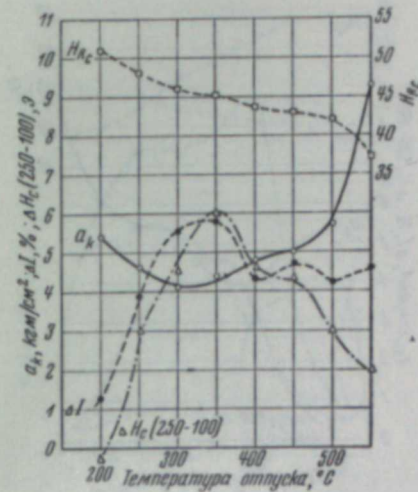


Фиг. 4. Сталь 36XN4Ю.

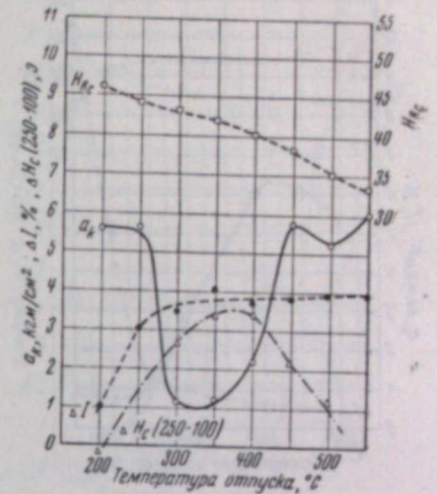
При термической обработке температура закалки принималась повышенной ( $1100^\circ$ ) для более четкого наблюдения развития необратимой отпускной хрупкости. Отпуск производился на  $200-550^\circ$  через каждые  $50^\circ$ ; его продолжительность — 1 час, затем следовало охлаждение в воде. Результаты испытаний приведены на фиг. 1—18<sup>1</sup>.

<sup>1</sup> Кривые  $\Delta I$  и  $\Delta H_c(250-100)$  рассматриваются ниже.

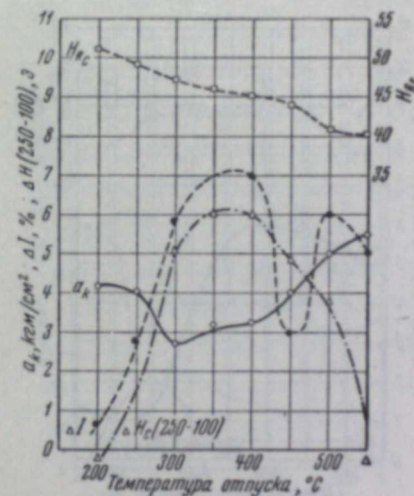
При рассмотрении представленных данных видно, что все исследованные стали в той или иной мере подвержены необратимой отпускной хрупкости — падению ударной вязкости при отпуске в интервале  $250-400^\circ$ . Указанный интервал развития хрупкости может изменяться в зависимости от легированности стали.



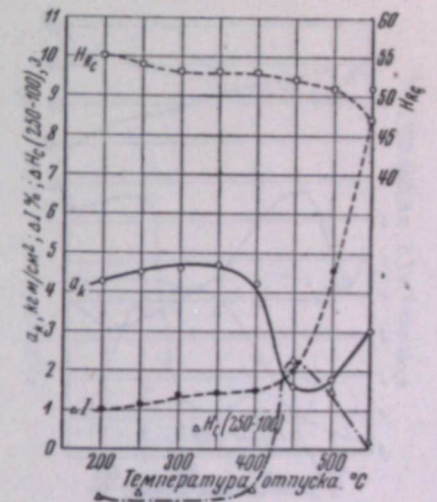
Фиг. 5. Сталь 36XN4B.



Фиг. 6. Сталь 30XN4K.



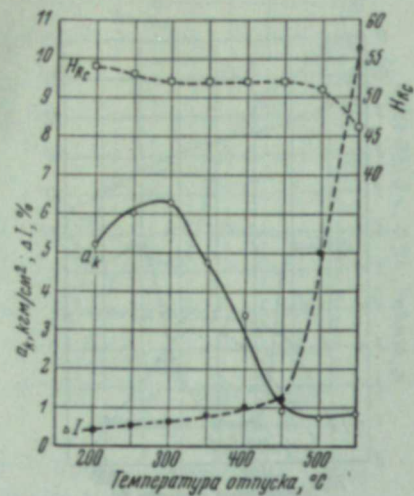
Фиг. 7. Сталь 36XN4M.



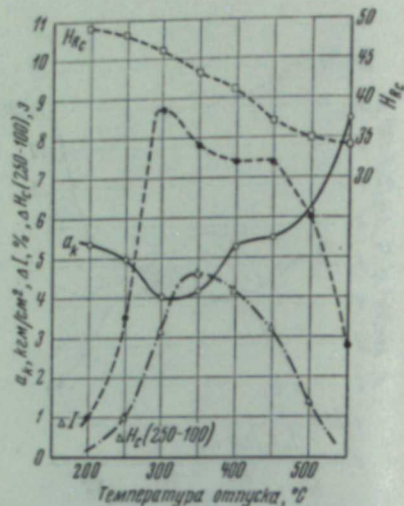
Фиг. 8. Сталь 36XN4CB.

В группе плавок, содержащих 4% Ni, при нормальном развитии хрупкости в сталях 36N4 и 36XN4 (см. фиг. 1 и 2), как обычно, после отпуска на  $350^\circ$  добавка кремния значительно смещает интервал развития хрупкости; так, у стали 36XN4C (см. фиг. 3) падение ударной вязкости наблюдается только, начиная с отпуска  $400^\circ$ . Необходимо отметить, что ни вольфрам, ни молибден не устраняют необратимой хрупкости (см. фиг. 5 и 7), хотя в сталях с их содержанием и наблюдается существенно меньшее падение ударной вязкости при отпуске в опасном интервале температур. Это обстоятельство объясняется, очевидно, значительной мелкозернистостью, придаваемой сталям двумя указанными элементами [30]. Интересно, что благоприятное действие вольфрама совершенно

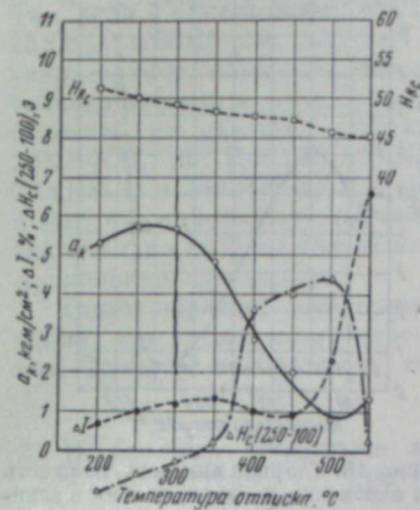
парализуется в присутствии кремния. Действительно у стали 36ХН4СВ (см. фиг. 8) наблюдается резкое падение ударной вязкости, начиная с отпуска 400°, так же как это отмечалось и у стали 36ХН4С (см. фиг. 3). Особенно хорошо это видно у аналогичных сталей, содержащих 8% Ni (см. фиг. 12, 14, 17). Кобальт как легирующий элемент в количестве



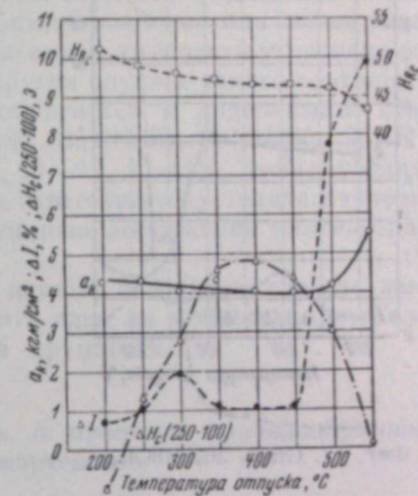
Фиг. 9. Сталь 36ХН4СВГ.



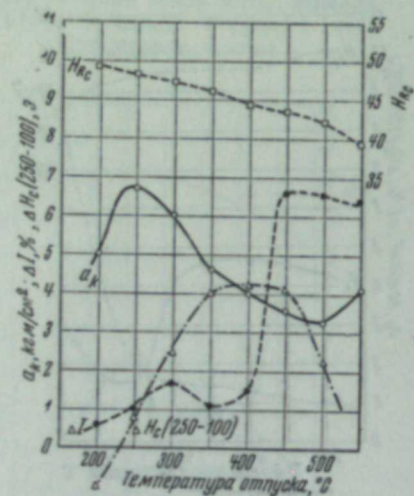
Фиг. 10. Сталь 36Н8.



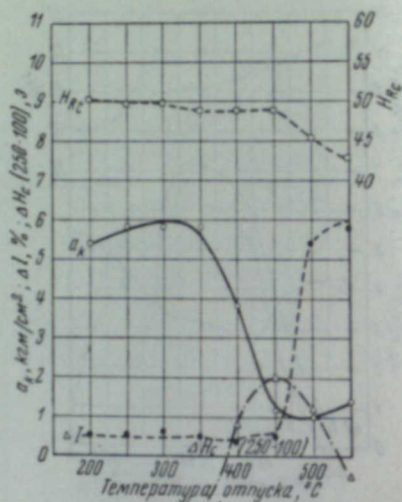
Фиг. 13. Сталь 36ХН8Ю.



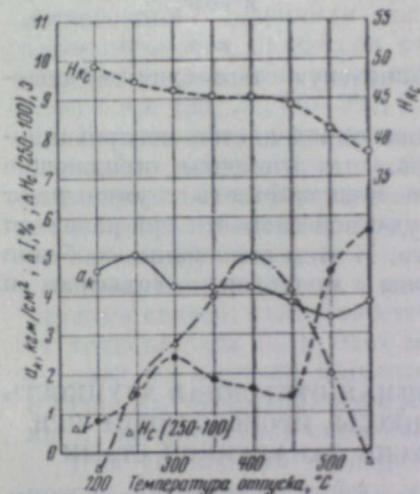
Фиг. 14. Сталь 36ХН8В.



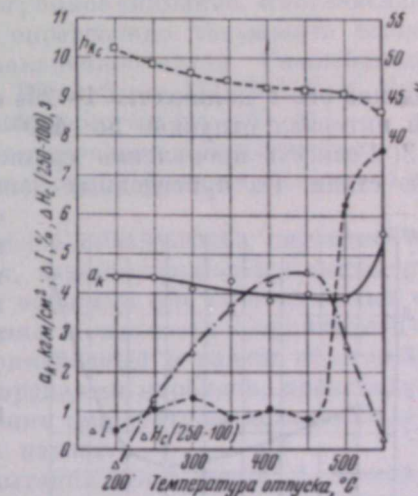
Фиг. 11. Сталь 36ХН8.



Фиг. 12. Сталь 36ХН8С.



Фиг. 15. Сталь 30ХН8К.



Фиг. 16. Сталь 36ХН8М.

1%, повидимому, не влияет заметно на развитие необратимой отпускной хрупкости.

Отмеченные особенности у группы сталей, содержащих 4% Ni, почти полностью наблюдаются и у аналогичных плавок с 8% Ni. Сглаживание кривой ударной вязкости при легировании стали обеих групп молибденом и вольфрамом не свидетельствует об отсутствии развития необратимой отпускной хрупкости, так как достаточно было, например, у стали 36ХН8М повысить температуру закалки до 1200°, как падение ударной вязкости выявилось достаточно наглядно (фиг. 19).

Развитие хрупкости во всех без исключения случаях сопровождается блестящим кристаллическим изломом по границам бывшего аустенитного зерна. Это, без сомнения, свидетельствует о том, что падение ударной вязкости при развитии этого вида хрупкости вызывается определенными физико-химическими процессами, происходящими при отпуске стали.

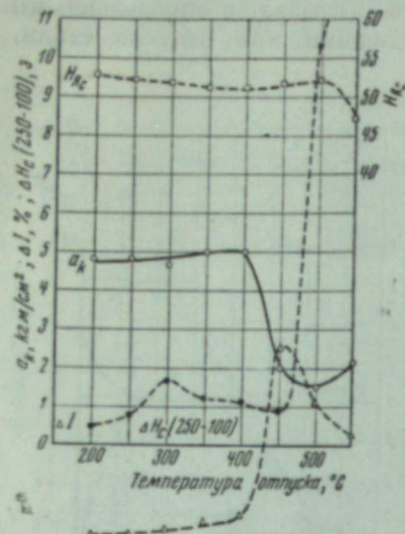
Приведенные данные показывают следующее.

1. Все исследованные стали подвержены необратимой отпускной хрупкости — падению ударной вязкости при отпуске в интервале 250—400°

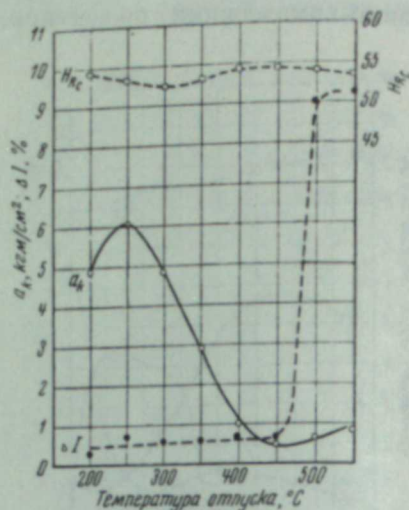
2. Указанный интервал развития хрупкости может изменяться в зависимости от легированности стали. Такие элементы, как хром, вольфрам, молибден, смещают интервал развития хрупкости по сравнению с интервалом для углеродистой стали<sup>1</sup> к более высоким температурам отпуска

<sup>1</sup> В углеродистой конструкционной стали необратимая отпускная хрупкость обнаруживается при отпуске на 250—300° [32].

(300—400°). Этому способствует повышенное содержание никеля (до 8%). Особенно эффективен при смещении интервала хрупкости кремний:



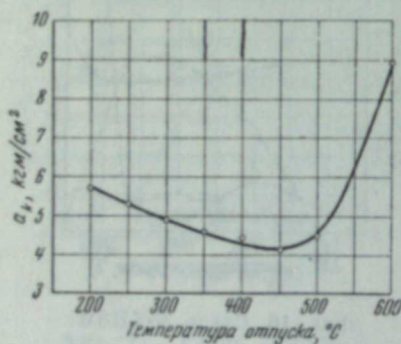
Фиг. 17. Сталь 36XN8CB.



Фиг. 18. Ударная вязкость, твердость и изменение намагничивания в зависимости от температуры отпуска стали 36XN8CBG. Закалка от 1100° в масле; отпуск 1 час; охлаждение в воде.

введение его в количестве 1—2% в хромо-никелевую сталь сдвигает опасный интервал отпусков до 400—450°.

3. Резкость проявления хрупкости также определяется легированностью стали. Из приведенных данных видно, что элементы, придающие стали мелкозернистость, уменьшают падение ударной вязкости при развитии хрупкости. В этом отношении особенно характерны молибден, вольфрам и ванадий.



Фиг. 19. Ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска стали 36XN8M. Закалка от 1200° в масле; отпуск 1 час; охлаждение в воде.

Этот способ заключается в измерении интенсивности намагничивания баллистическим методом в электромагните с полем около 8 000—10 000 эрстед на обычных ударных образцах (до изготовления надреза). Интенсивность намагничивания каждого образца измерялась как после закалки, так и после отпуска. На основании этих измерений подсчитывался прирост намагничивания в процентах по отношению к закаленному состоянию для каждой температуры отпуска. Соответствующие кривые обозначены

через  $\Delta I$  и представлены на диаграммах вместе с кривыми ударной вязкости и твердости.

Оказалось, что в процессе отпуска температуры интенсивного распада остаточного аустенита не всегда удовлетворительно совпадают с интервалами развития необратимой отпускной хрупкости. Более того, в некоторых случаях вообще никакого совпадения обнаружить не удастся. Так, если у сталей 36N4, 36XN4, 36XN4C, 36XN4Ю, 36XN4B, 30XN4K, 36XN4M и 36N8 (см. фиг. 1—7 и 10) наблюдается более или менее удовлетворительное совпадение интервалов развития хрупкости и распада остаточного аустенита, то в большинстве других случаев такого соответствия отметить не удастся. Достаточно обратиться к диаграммам сталей 36XN4CB, 36XN4CBG, 36XN8, 36XN8C, 36XN8Ю, 30XN8K, 36XN8M, 36XN8CB и 36XN8CBG (см. фиг. 8—9, 11—13, 15—18), чтобы убедиться в том, что во всех этих случаях распад остаточного аустенита начинается значительно позднее возникновения или даже достижения максимального проявления хрупкости.

Таким образом, уже приведенные данные позволяют сделать заключение, что распад остаточного аустенита едва ли можно рассматривать, как причину необратимой отпускной хрупкости.

## 2. Необратимая отпускная хрупкость и процессы карбидообразования при распаде мартенсита

Распаду пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора — мартенсита в металловедческих работах по праву уделено огромное внимание. Многочисленные исследования позволили достаточно определенно установить основные закономерности процессов отпуска закаленной стали. Важнейшими из этих работ следует назвать труды С. С. Штейнберга [33, 34], Г. В. Курдюмова и др. [20, 24, 35—38], С. Т. Конобеевского и др. [40, 41].

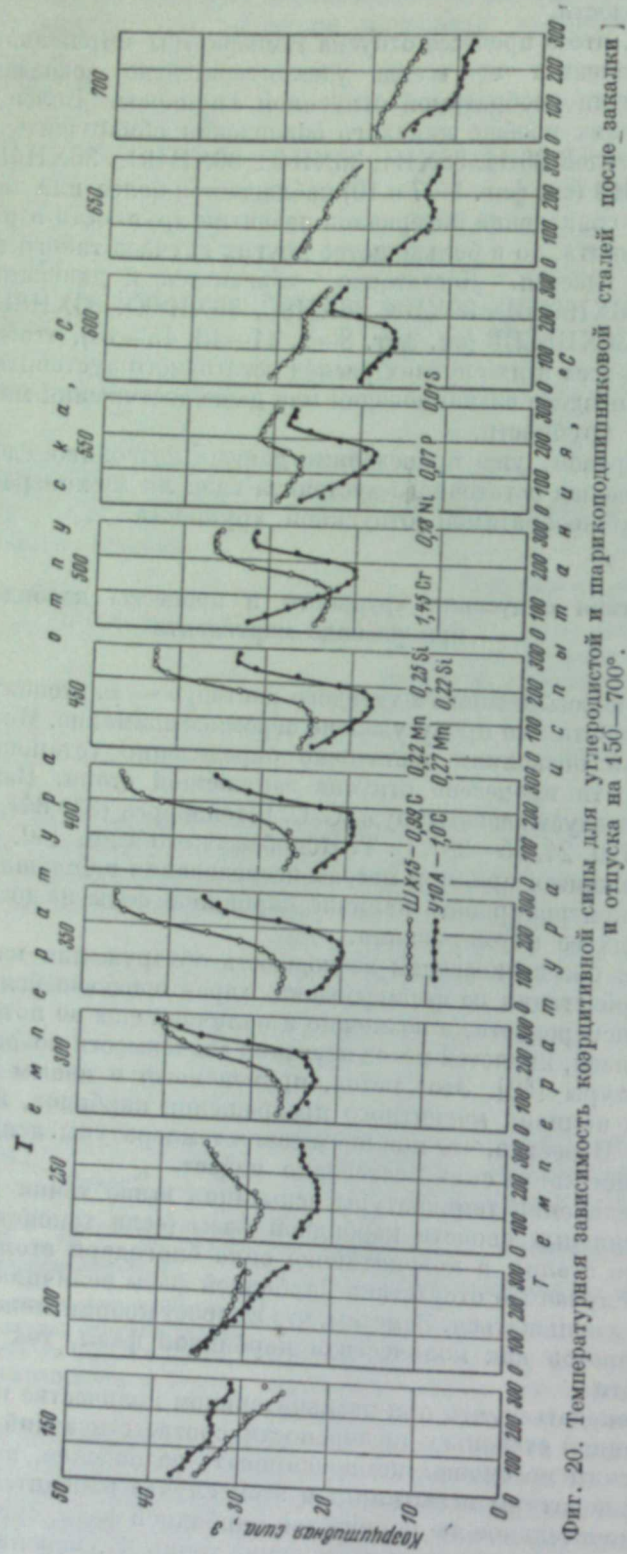
Применявшиеся при этом методы исследования в большинстве случаев позволяли контролировать наличие карбидной фазы на достаточно поздних ступенях ее формирования.

Методом, обеспечивающим возможность обнаружения карбидной фазы на начальной стадии ее формирования, характеризующейся значительной степенью дисперсности, а возможно и наличием еще не потерянных когерентных связей, является метод изучения зависимости коэрцитивной силы от температуры [42]. Этот метод, примененный в нашем исследовании, основан на наличии магнитного превращения карбидов, происходящего в точке  $A_0$ . Известно, что при повышении температуры испытания до точки  $A_0$  коэрцитивная сила постепенно падает.

При увеличении температуры испытания выше точки  $A_0$  происходит потеря магнитных свойств карбидной фазы (если таковая присутствует в структуре стали), а коэрцитивная сила благодаря этому должна возрастать; в случае же отсутствия карбидной фазы величина коэрцитивной силы будет уменьшаться. Заметим, что прирост коэрцитивной силы в точке  $A_0$  определяется как количеством карбидной фазы, так и степенью ее дисперсности.

Может оказаться, что при незначительном количестве карбидной фазы с определенной степенью дисперсности соответствующий прирост коэрцитивной силы не сможет компенсировать ее падение, вызванное повышением температуры испытания; в этом случае изменится лишь наклон кривой. Значительное же количество карбидной фазы, существенно повышая коэрцитивную силу при достижении точки  $A_0$ , изменит не только наклон кривой, но и знак; при этом будет наблюдаться ее подъем вместо падения (фиг. 20).





Фиг. 20. Температурная зависимость коэрцитивной силы для углеродистой и шарикоупрочненной сталей после закалки и отпуска на 150—700°.

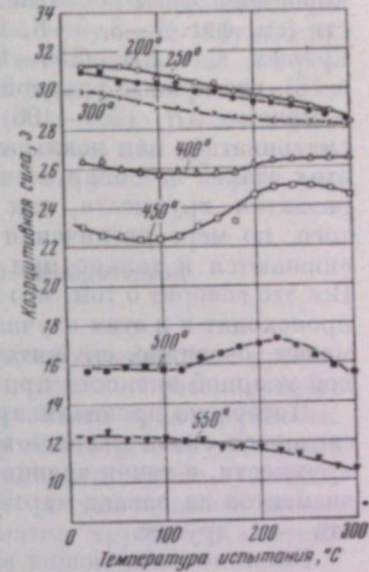
По описанной схеме были исследованы стали, химический состав которых приведен выше (см. табл. 1). Образцы представляли собой цилиндрики диаметром 3 мм и длиной 50 мм, которые подвергались термической обработке по режиму, аналогичному режиму обработки при испытании образцов на ударную вязкость. Для всех температур отпуска (от 200 до 550° через каждые 50°) коэрцитивная сила измерялась при температурах испытания от 20 до 300° через каждые 20°. Скорость нагрева составляла 5° в 1 мин. Результаты испытаний могут быть представлены характерным графиком (фиг. 21). Соответствующие графики были построены для всех указанных сталей.

Для наиболее удобного сопоставления процессов карбидообразования и развития хрупкости при отпуске полученные данные преобразовывались следующим образом. Поскольку при изучении зависимости коэрцитивной силы от температуры отпуска обращалось внимание на ее увеличение при достижении точки  $A_0$ , представлялось удобным для каждой температуры отпуска вычислить прирост этой величины. Такое изменение величины коэрцитивной силы подсчитывалось во всех случаях для двух температур испытаний — 250 и 100°. Найденная разность обозначалась как  $\Delta H_c$  (250—100), и наносилась для удобства обсуждения на графики с кривыми ударной вязкости, изменения намагничивания и твердости.

Следует указать, что при расчетах величины  $\Delta H_c$  (250—100) принимался во внимание не только непосредственный рост коэрцитивной силы, связанный с изменением знака кривой. При отсутствии подъема кривой учитывалось изменение ее наклона; величина  $\Delta H_c$  (250—100) в этом случае была отрицательной и откладывалась поэтому на графиках ниже оси абсцисс.

Из рассмотрения кривых температурной зависимости коэрцитивной силы видно (см. фиг. 21), что по мере роста температуры отпуска эффект увеличения коэрцитивной силы в точке  $A_0$  из-за выделения карбидной фазы, несомненно, начинает преобладать над падением из-за повышения температуры испытания, и кривая изменяет знак, увеличивая свой подъем тем больше, чем больше карбидной фазы присутствует в структуре стали. Однако интенсивность подъема кривых не увеличивается все время, а также и не остается постоянной по мере роста температуры отпуска. Процессы коагуляции, происходящие при повышенных температурах отпуска, действуют на величину коэрцитивной силы в обратном направлении, уменьшая интенсивность ее роста в точке  $A_0$  с повышением температуры отпуска. Это видно как из графика с непосредственным изображением зависимости коэрцитивной силы от температуры (см. фиг. 21), так и из кривых  $\Delta H_c$  (250—100) (см. фиг. 1—8; 10—17).

Из указанных фигур видно, что кривые  $\Delta H_c$  (250—100) в общем случае имеют восходящую и нисходящую ветви. Первая из них, очевидно, воспроизводит кинетику карбидообразования (может быть, немного искаженно из-за условностей, принятых при построении этих кривых). Нисходящая ветвь кривой  $\Delta H_c$  (250—100) объясняется начинающимися



Фиг. 21. Температурная зависимость коэрцитивной силы для стали 36H4C после отпуска на указанные температуры. Закалка от 1100° в масле; отпуск 1 час; охлаждение в воде.

процессами коагуляции карбидной фазы, отражая таким образом состояние карбидной фазы после отпуска на повышенные температуры. Максимумы кривых  $\Delta H_c$  (250—100), исходя из изложенных представлений, соответствуют максимальному количеству карбидной фазы при отсутствии ее коагуляции или при прохождении коагуляции в незначительной степени.

Интересно проследить связь кривых  $\Delta H_c$  (250—100) с кривыми ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска. Из рассмотрения представленных данных следует, что во всех случаях появление карбидной фазы совпадает с развитием необратимой отпускной хрупкости (см. фиг. 1—3, 5—8, 10, 12, 13). Несколько необычное соотношение кривых  $a_k$  и  $\Delta H_c$  (250—100) сталей 36ХН8В и 36ХН8М (см. фиг. 14 и 16), где кривые ударной вязкости не обнаруживают сильного падения, а кривые  $\Delta H_c$  (250—100) имеют отчетливый максимум, не может рассматриваться как исключение. Действительно, кривые ударной вязкости этих сталей не обнаруживают как сильного падения при отпуске в зоне развития хрупкости, так и сколько-нибудь заметного подъема; более того, по мере увеличения температуры отпуска эти кривые постепенно снижаются и только при отпуске на 500—550° начинают подниматься. Все это говорит о том, что процессы, вызывающие хрупкость, несомненно, происходят и в этих случаях, и только исключительная мелкозернистость может, очевидно, служить объяснением отсутствия резкого падения кривой ударной вязкости при отпуске в опасном интервале температур [30].

Интересно проанализировать полученные результаты испытаний, касающиеся связи распада мартенсита и развития необратимой отпускной хрупкости, с точки зрения известных положений о влиянии легирующих элементов на распад мартенсита, с одной стороны, и на этот вид хрупкости — с другой.

Влияние легирующих элементов на процесс отпуска закаленной стали хорошо изучено многими фундаментальными исследованиями советских и зарубежных ученых. Не останавливаясь подробно на многочисленных и важных выводах этих работ, обратимся лишь к результатам, освещающим влияние легирующих элементов на устойчивость мартенсита по отношению к распаду при его отпуске. Этот вопрос особенно подробно изучался Г. В. Курдюмовым и др. [20—24]. Основным выводом из этих работ является установление несомненного факта задерживающего влияния на распад мартенсита таких элементов, как хром, кремний, молибден, вольфрам, ванадий, титан. Все эти элементы, правда в разной степени, и, конечно, в зависимости от их количества, обеспечивают сохранение тетрагональности  $\alpha$ -твердого раствора до 350—400°. Такие элементы, как марганец и никель, не смещают интервала распада мартенсита.

Вместе с тем, из большого фактического материала, накопившегося в практике металловедения, а также из приведенных выше результатов наших исследований следует, что указанные легирующие элементы аналитическим образом действуют и на развитие необратимой отпускной хрупкости. Действительно, если этот вид хрупкости в углеродистой стали проявляется при отпуске на 250—300° [32], когда мартенсит практически уже распался почти полностью, то аналогичная сталь, легированная хромом, молибденом, ванадием, вольфрамом в количестве 1—2%, обнаруживает минимум ударной вязкости при 350°, а при добавке 1—2% кремния интервал развития хрупкости смещается еще дальше — до 400—540°. В то же время при легировании углеродистой стали марганцем и никелем (1—2%) интервал развития хрупкости существенно не смещается.

В отношении комплексного влияния легирующих элементов на распад мартенсита можно отметить особенно сильное задерживающее влияние комбинации вольфрама и кремния. Если у стали 36ХН4С (см.

фиг. 3) появление незначительного количества карбидной фазы можно обнаружить при отпуске на 250—300°, то у стали 36ХН4СВ (см. фиг. 8) кривая  $\Delta H_c$  (250—100) не поднимается сколько-нибудь заметно вплоть до отпуска при 400°. То же можно отметить у сталей 36ХН8С (см. фиг. 12) и 36ХН8СВ (см. фиг. 17). Интересно также поведение алюминия, который в комбинации с хромом в никелевой стали сильно задерживает процесс карбидообразования, сдвигая максимум кривой  $\Delta H_c$  (250—100) в сторону более высоких температур отпуска (см. фиг. 2 и 4, 11 и 13).

Таким образом, установлено, что задерживающему действию легирующих элементов на распад мартенсита при его отпуске соответствует такое же влияние и на развитие необратимой отпускной хрупкости.

На основании результатов этих испытаний можно считать, что явление необратимой отпускной хрупкости в конструктивных легированных сталях следует связывать не с распадом остаточного аустенита, а с процессами карбидообразования при отпуске.

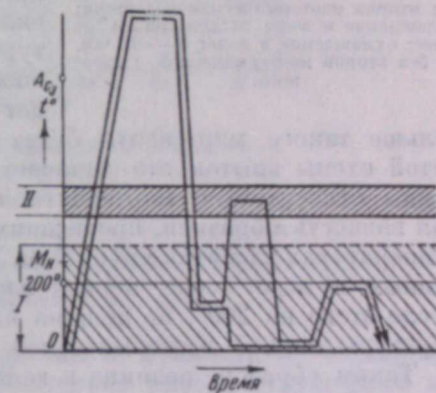
### 3. Распад мартенсита как причина необратимой отпускной хрупкости

Сделанный вывод о связи необратимой отпускной хрупкости с процессами карбидообразования при отпуске нельзя, однако, рассматривать как однозначное определение причины развития этого вида хрупкости.

Это объясняется тем, что в большинстве случаев в конструктивных легированных сталях распад мартенсита и распад остаточного аустенита происходит почти одновременно. Приведенных случаев несовпадения интервала распада остаточного аустенита и развития хрупкости недостаточно, чтобы отказаться от рассмотрения распада остаточного аустенита, как возможной причины этого явления. Поэтому было желательно по возможности совершенно исключить из рассмотрения один из процессов, происходящих при отпуске в интервале развития хрупкости.

Если считать, как уже упоминалось, что развитие хрупкости связано с распадом мартенсита, то можно предположить, что хрупкость должна развиваться по мере того, как в структуре стали будет появляться мартенсит, отпущенный в интервале развития хрупкости. Такая постановка опыта при условии исключения распада остаточного аустенита смогла бы надежно подтвердить зависимость необратимой отпускной хрупкости от распада мартенсита. Исключение распада остаточного аустенита и сопоставление развития хрупкости только с процессами отпуска мартенсита стало возможным благодаря применению особой термообработки, принципиальная схема которой представлена на фиг. 22.

Два образца исследуемой стали, нагретых до аустенитного состояния, переносили для переохлаждения в ванну первой изотермической выдержки, температура которой менялась от температуры, несколько превышающей мартенситную точку, до комнатной. Пятиминутной первой



Фиг. 22. Температурный режим термообработки в опытах с двумя изотермическими выдержками — I и II (двойная линия соответствует двум образцам).

изотермической выдержкой достигалось получение нужного количества мартенсита, которое определяется температурой переохлаждения. Тотчас после переохлаждения один из образцов охлаждался в воде для завершения мартенситного превращения, а другой образец переносили на 5 мин. в ванну с температурой, соответствующей развитию необратимой отпускной хрупкости данной стали (эта температура была установлена предварительными опытами). Необходимо отметить, что состав опытных сталей (табл. 2) был подобран так, что аустенит этих сталей, переохлажденный до температуры развития хрупкости, вполне устойчив, по крайней мере, в течение принятой выдержки.

После второй изотермической выдержки при температуре развития хрупкости второй образец также охлаждался в воде для завершения мартенситного превращения. После этого оба образца отпускались в течение одного часа на 200° с последующим охлаждением в воде. В результате такой ступенчатой обработки структура обоих образцов становится мартенситной, но с той существенной разницей, что во втором образце определенное количество мартенсита нагревалось в течение 5 мин. при температуре, соответствующей развитию необратимой отпускной хрупкости.

Нетрудно видеть, что в проведенном таким образом опыте распад остаточного аустенита, как возможная причина развития хрупкости, совершенно исключается. Если развитие отпускной хрупкости связывать с процессами, происходящими при отпуске мартенсита, то мы вправе ожидать, что по мере появления в структуре стали мартенсита, отпущенного в опасном интервале, ударная вязкость будет снижаться и тем значительно, чем

больше такого мартенсита будет в структуре стали. В условиях принятой схемы опытов это означает, что чем ниже температура первой ванны относительно мартенситной точки, тем ниже должна быть ударная вязкость образцов, прошедших вторую изотермическую выдержку при температурах развития хрупкости. Ударная же вязкость образцов, охлажденных в воде после первой изотермической выдержки и отпущенных после этого на 200°, не должна изменяться, несмотря на изменение температуры первой изотермической выдержки.

Таким образом, разница в величинах ударной вязкости между образцами той и другой группы должна увеличиваться по мере понижения температуры первой изотермической выдержки относительно мартенситной точки. Ясно, что величины ударной вязкости у пары образцов, прошедших первую изотермическую выдержку при температуре выше мартенситной точки, должны быть одинаковыми. На основании этого схему ожидаемого изменения ударной вязкости после обработки по описанному режиму можно представить в виде диаграммы (фиг. 23).

Такой ожидаемый характер изменения ударной вязкости полностью воспроизводился на всех исследованных сталях. Это видно из результатов опытов, которые представлены на фиг. 24—27. Они показывают, что развитие необратимой отпускной хрупкости находится в прямой зависимости от процессов, происходящих в мартенсите при отпуске его в опасном интервале температур. Степень развития хрупкости при прочих равных условиях определяется, как это видно из результатов этих же



Фиг. 23. Схема ожидаемого изменения ударной вязкости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки:

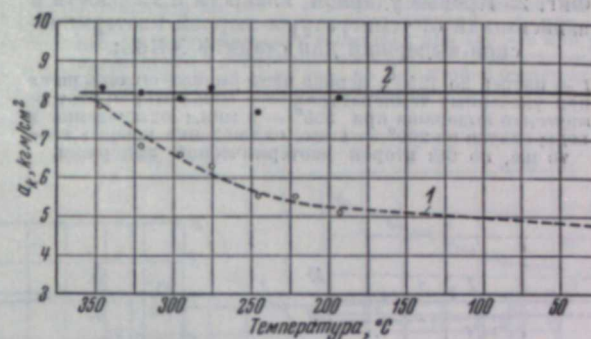
1 — образец, подвергавшийся термической обработке: нагрев выше точки  $A_{c2}$ , первая изотермическая выдержка; вторая изотермическая выдержка; охлаждение в воде; нагрев при 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.

Таблица 2  
Химический состав сталей (в %), применявшихся для опытов с двумя изотермическими выдержками

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
30XН6	0,30	0,41	0,14	1,50	5,60	—	0,015	0,014
40XН6С	0,38	0,35	1,12	1,60	5,80	—	0,014	0,016
30X3Н6	0,28	0,38	0,38	3,13	6,62	—	0,018	0,013
40X3Н4С	0,33	0,41	1,98	3,04	4,10	—	0,020	0,012

опытов, количеством мартенсита в структуре стали, отпущенного на температуру развития хрупкости.

Влияние присутствующего в структуре стали мартенсита, отпущенного в интервале хрупкости, на ударную вязкость можно, однако, рассматривать и с иной точки зрения. Действительно, наличие в достаточно твердой мартенситной матрице игл, отпущенных на 400—500°, можно принимать за источник неоднородности структуры стали. Мартенсит, отпущенный

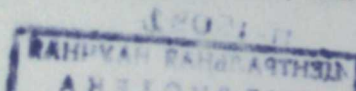


Фиг. 24. Кривые ударной вязкости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 30XН6:

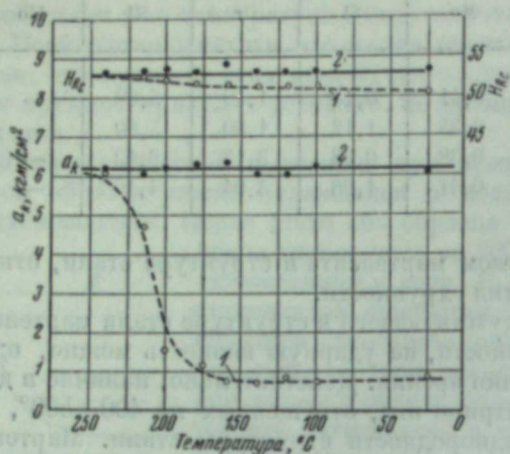
1 — нагрев до 1200°, первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 400° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.

на 400—500°, обладает меньшей твердостью по сравнению с мартенситом после отпуска на 200°. Поэтому сравнительно высоко отпущенный мартенсит можно рассматривать как мягкую составляющую в твердой низкоотпущенной мартенситной матрице, а падение ударной вязкости при этом — как эффект этой мягкой составляющей.

Однако, рассматривая падение ударной вязкости в представленных опытах как следствие неоднородности, естественно предположить, что при постепенном сглаживании этой неоднородности и, тем более, при ее ликвидации должен уменьшаться и соответственно исчезнуть эффект снижения ударной вязкости. Снижение ударной вязкости из-за неоднородности структуры и постепенный ее рост при возрастании однородности наблюдались М. А. Гроссманом при изучении влияния выделений свободного феррита на ударную вязкость [26]. У рассмотренных здесь сталей, не наблюдалось ни в одном случае подъема ударной вязкости при постепенном увеличении в их структуре количества отпущенного на хрупкость мартенсита.

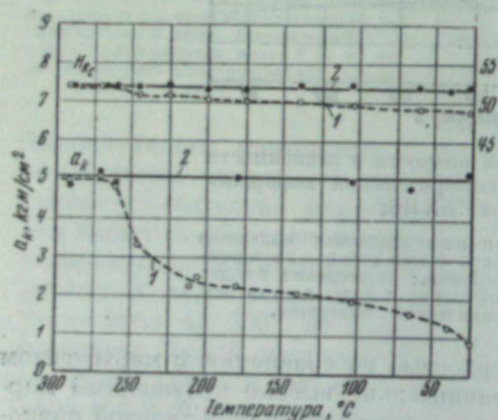


Следовательно, рассматривать описанное падение ударной вязкости как следствие присутствия в стали мягкой составляющей (подобно эффекту феррита, выпавшего при закалке стали) нельзя. Однако в связи с этим интересно было показать, что падение ударной вязкости в подобных



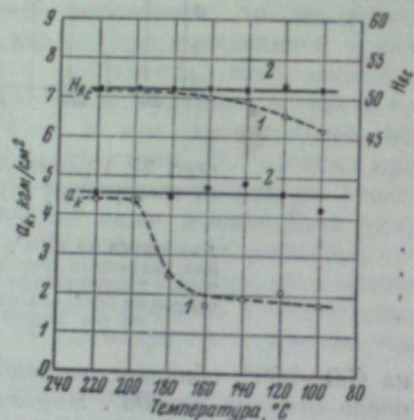
Фиг. 25 Кривые ударной вязкости и твердости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 40XН6С:

1 — нагрев до 1250°; первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 500° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.



Фиг. 26. Кривые ударной вязкости и твердости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 40X3Н4С:

1 — нагрев до 1250°; первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 500° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.



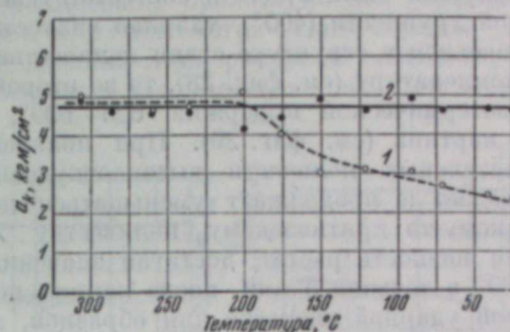
Фиг. 27. Кривые ударной вязкости и твердости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 30X3Н6:

1 — нагрев до 1250°; первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 450° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.

опытах возможно только при отпуске мартенсита именно в опасном интервале температур, соответствующем развитию хрупкости.

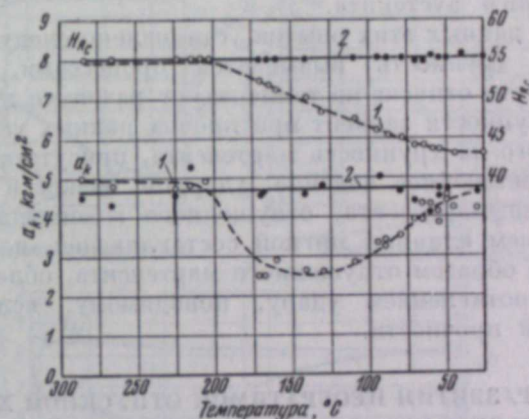
Предполагалось, что если температура второй изотермической выдержки будет значительно выше температуры развития хрупкости, то

в результате опытов по принятой схеме не будет наблюдаться падения ударной вязкости для образцов, прошедших вторую изотермическую выдержку. Для решения этого вопроса были проведены специальные опыты, при которых температура второй изотермической выдержки принималась не только соответствующей развитию необратимой отпускной хрупкости, но и значительно выше этой температуры. Исследовалась



Фиг. 28. Кривые ударной вязкости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 50X2Н4М:

1 — нагрев до 900°; первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 450° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.



Фиг. 29. Кривые ударной вязкости и твердости в зависимости от температуры первой изотермической выдержки для стали 50X2Н4М:

1 — нагрев до 900°; первая изотермическая выдержка при указанных температурах — 5 мин.; вторая изотермическая выдержка при 630° — 5 мин.; охлаждение в воде; отпуск на 200° — 1 час; охлаждение в воде; 2 — то же, но без второй изотермической выдержки.

сталь (50X2Н4М) следующего химического состава: 0,51% С; 0,61% Мп; 0,20% Si; 1,71% Cr; 4,40% Ni; 0,36% Мо; 0,024% Р; 0,051% S.

Результаты опытов представлены на фиг. 28 и 29. Из этих данных видно, что, когда температура второй изотермической выдержки принималась достаточной для обеспечения развития необратимой отпускной хрупкости, наблюдалась уже описанная картина прогрессивного падения ударной вязкости, связанного с наличием в структуре стали отпущенного на хрупкость мартенсита (см. фиг. 28). Представленные на фиг. 29 результаты

опытов с применением высокой температуры второй изотермической выдержки особенно интересны, так как они отражают влияние на ударную вязкость неоднородности структуры, вызванной присутствием действительно мягкой составляющей — высокоотпущенного мартенсита, а также влияния выравнивания этой неоднородности.

Действительно, если в первом опыте, при котором температура второй изотермической выдержки была принята соответствующей развитию необратимой отпускной хрупкости ( $400^\circ$ ), ударная вязкость постепенно падает вместе с увеличением в структуре стали количества мартенсита, отпущенного на эту температуру (см. фиг. 28), то во втором опыте, с температурой второй изотермической выдержки  $625-630^\circ$ , обнаруживается совершенно другая картина (см. фиг. 29). При появлении в структуре стали даже незначительных количеств высокоотпущенного мартенсита ударная вязкость падает и продолжает уменьшаться до значения, соответствующего какому-то критическому количеству этой составляющей. Затем ударная вязкость растет, достигая значений, соответствующих отпуску на  $630^\circ$  в течение 5 мин. после нормальной закалки<sup>1</sup>.

Такой ход кривой ударной вязкости для образцов, прошедших высокотемпературную вторую выдержку, объясняется тем, что вначале играет роль неоднородность структуры, которая вызывается наличием в низкоотпущенном мартенсита высокоотпущенных мартенситных игл. По мере увеличения в структуре стали указанной составляющей неоднородность сглаживается и ударная вязкость растет.

Таким образом, при помощи специально поставленных опытов удалось наблюдать развитие необратимой отпускной хрупкости независимо от распада остаточного аустенита.

На основании данных этих опытов установлено следующее: 1) необратимая отпускная хрупкость вызывается процессами, происходящими в мартенситах при его отпуске на температуру развития хрупкости; 2) степень развития хрупкости зависит при прочих равных условиях от количества отпущенного на хрупкость мартенсита, присутствующего в структуре стали; 3) постепенное падение ударной вязкости при появлении в структуре стали мартенсита, отпущенного в опасном интервале, не является следствием влияния мягкой составляющей, а обуславливается свойствами таким образом отпущенного мартенсита, обладающего сильно пониженным сопротивлением удару, повидимому, вследствие низких значений хрупкой прочности.

#### КИНЕТИКА РАЗВИТИЯ НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ В СВЯЗИ С ПРОЦЕССАМИ ПРИ ОТПУСКЕ СТАЛИ

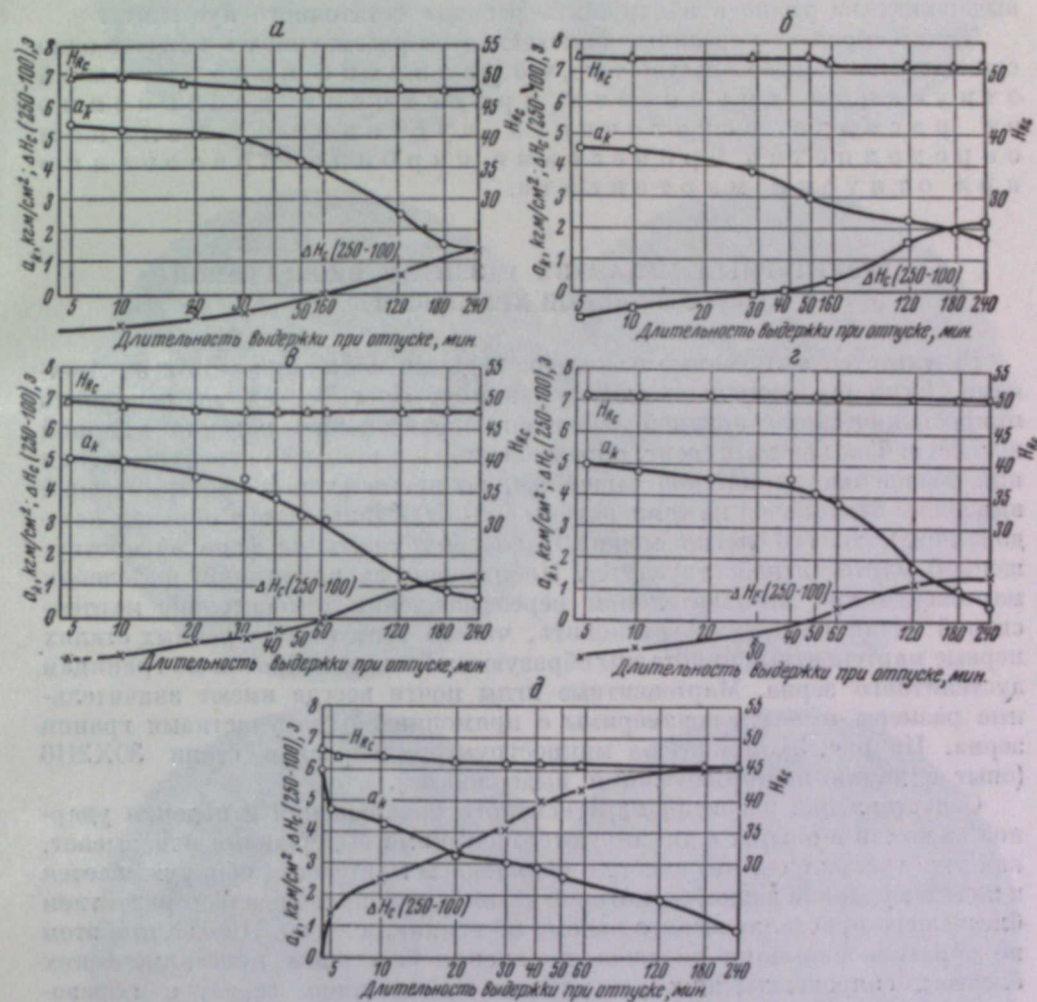
Несмотря на достаточную, как кажется, убедительность опытов, освещающих связь необратимой отпускной хрупкости с отпуском мартенсита, интересно было проследить кинетику развития хрупкости в связи с процессами, происходящими при отпуске закаленной стали. Особенно интересно было проследить кинетику развития хрупкости в условиях отсутствия распада остаточного аустенита и этим еще раз продемонстрировать независимость развития хрупкости от этого явления.

Как уже указывалось, на ряде исследованных сталей наблюдалось совпадение интервалов развития хрупкости и распада остаточного аустенита. Это и позволило поставить опыты с целью изучения кинетики развития необратимой отпускной хрупкости на сталях 36ХН4С, 36ХН4СВ, 36ХН8С, 36ХН8СВ, 36ХН8Ю (см. табл. 1) независимо от распада оста-

<sup>1</sup> Для данной стали величина сопротивления удару после такого отпуска близка к значению ударной вязкости после отпуска на  $200^\circ$  в течение часа.

точного аустенита. С целью сопоставления развития хрупкости и процессов карбидообразования указанных сталей наряду с определением ударной вязкости исследовалась кинетика распада мартенсита описанным выше методом температурной зависимости коэрцитивной силы.

Все указанные стали закаливались на  $1100^\circ$  в масле и отпускаялись на соответствующие температуры в течение 5, 10, 20, 30, 40, 50 мин., 1, 2, 3 и 4 час. На каждую выдержку бралось по два образца. Аналогичному режиму подвергались и магнитометрические образцы ( $d = 3$  мм;  $l = 50$  мм) для исследования температурной зависимости коэрцитивной силы. Отпуск производился в соляных ваннах с последующим охлажде-



Фиг. 30. Ударная вязкость, твердость и прирост коэрцитивной силы в зависимости от продолжительности отпуска:

а — сталь 36ХН4С (отпуск на  $400^\circ$ ); б — сталь 36ХН4СВ (отпуск на  $400^\circ$ ); в — сталь 36ХН8С (отпуск на  $400^\circ$ ); г — сталь 36ХН8СВ (отпуск на  $420^\circ$ ); д — сталь 36ХН8Ю (отпуск на  $420^\circ$ ).

нием в воде. Наряду с определением ударной вязкости и коэрцитивной силы, на ударных образцах производилось контрольное измерение интенсивности намагничивания после закалки и после отпуска, что позволило отмечать отсутствие распада остаточного аустенита. Температуры отпуска в этих опытах брались несколько заниженными по сравнению с температурами максимального развития необратимой отпускной хрупкости. Это

позволяло наиболее последовательно наблюдать кинетику развития этого вида хрупкости.

Результаты экспериментов, приведенные на фиг. 30, показывают, что у всех исследованных сталей по мере увеличения длительности отпуска наблюдается постепенное падение ударной вязкости. Это особенно хорошо можно было наблюдать по виду изломов, где происходило неуклонное увеличение их кристалличности в соответствии с постепенным падением ударной вязкости. Вместе с этим, судя по приведенным кривым  $\Delta H_c$  (250—100), происходит постепенное развитие распада мартенсита, сопровождающееся выпадением карбидной фазы. Но самое интересное заключается в том, что ни в одной из исследованных сталей ни при каких выдержках не удалось обнаружить распада остаточного аустенита.

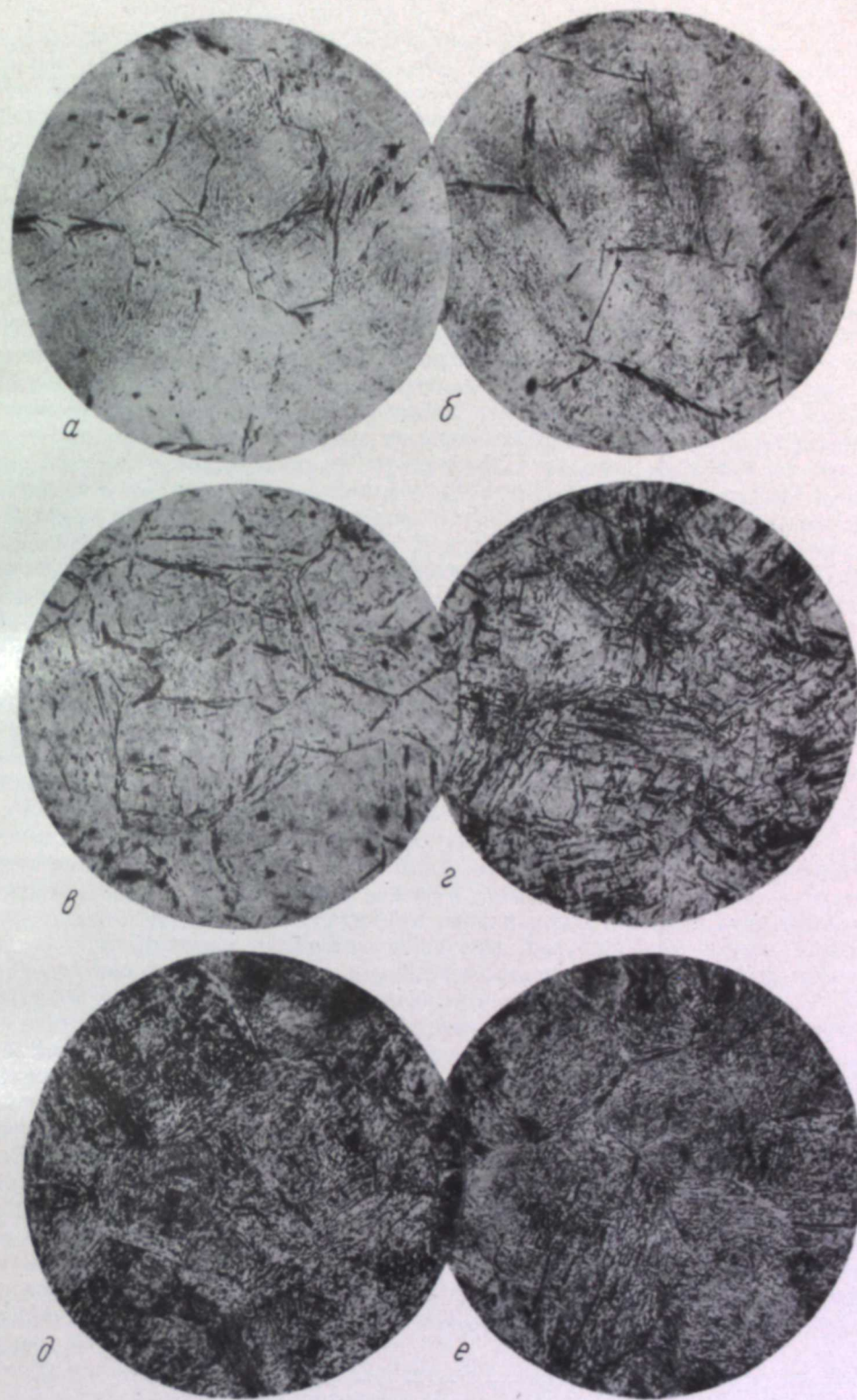
Таким образом, указанные опыты следует рассматривать как еще одно существенное доказательство того, что развитие необратимой отпускной хрупкости происходит независимо от распада остаточного аустенита и целиком определяется процессами карбидообразования при отпуске мартенсита.

### СТРУКТУРНЫЙ МЕХАНИЗМ РАЗВИТИЯ НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Результаты, полученные из опытов с двумя изотермическими выдержками, были бы несколько односторонними, если бы их не дополнить микроскопической картиной развития наблюдаемого падения ударной вязкости. Так как мартенсит, образовавшийся в процессе переохлаждения при первой изотермической выдержке, во время второй изотермической выдержки отпускался на температуры 400—500° (для одного образца каждой пары), то его легко можно было обнаружить на фоне низкоотпущенной мартенситной структуры. Наблюдение за характером выделения мартенсита при незначительном переохлаждении относительно мартенситной точки позволило установить, что во всех рассмотренных сталях первые мартенситные кристаллы образуются главным образом по границам аустенитного зерна. Мартенситные иглы почти всегда имеют значительные размеры и часто соизмеримы с прямолинейными участками границ зерна. На рис. 31 приведена микроструктура образцов стали 30Х3Н6 (опыт с двумя изотермическими выдержками).

Сопоставление развития мартенситного превращения и падения ударной вязкости в опытах с двумя изотермическими выдержками показывает, как уже говорилось, что вместе с появлением мартенсита обнаруживается и падение ударной вязкости, которое неизменно сопровождалось развитием блестящего кристаллического излома по границам зерен. Нельзя при этом не обратить внимания на связь появления блестящих кристаллических блестящих кристаллических разрушения по границам зерен, с образованием мартенсита по границам этих зерен. Эта связь очевидна.

Интересно отметить, что не у всех сталей совершенно одинаково наблюдается преимущественное выделение первых мартенситных кристаллов по границам аустенитного зерна: в одних сталях эти иглы располагаются почти исключительно по границам зерен и только после этого превращение происходит внутри зерна; в других сталях, наряду с образованием мартенсита по границам зерна, можно наблюдать прохождение превращения и внутри зерна, — границы зерна очерчиваются мартенситом постепенно, вместе с заполнением последним внутренних объемов зерна. Совершенно ясно, что для развития хрупкости при обычном отпуске отнюдь не обязательно, чтобы первые мартенситные кристаллы располагались именно по



Фиг. 31. Микроструктура стали 30Х3Н6 после обработки с двумя изотермическими выдержками (вторая выдержка при 450°) в зависимости от температуры первой изотермической выдержки:

а — при 185°; б — при 180°; в — при 160°; г — при 140°; д — при 120°; е — при 100°.

границам зерна. Для этого достаточно, чтобы мартенсит, располагаясь везде, был и на границах зерна. Этого, очевидно, совершенно достаточно, чтобы произошло относительное ослабление границ зерен, вызывающее падение ударной вязкости и хрупкий интеркристаллический излом.

Указанное ослабление границ зерен происходит, по видимому, следующим образом. Известно, что карбиды при отпуске именно на температуры, соответствующие развитию необратимой хрупкости, имеют форму тонких пластин, толщина которых равна нескольким десяткам периодов решетки (21, 43). Известно также, что эти пластины располагаются вдоль мартенситных кристаллов [44].

Опыты с двумя изотермическими выдержками показывают, что падение ударной вязкости всегда вызывалось появлением на границах аустенитного зерна мартенсита, отпущенного в опасном интервале температур. Связь этого явления с формой карбидных частиц при отпуске на хрупкость обращает на себя внимание. Тонкие пластинки карбида, располагаясь вдоль мартенситных кристаллов, сильно ослабляют структуру; присутствие мартенсита, а следовательно, и карбидных пластин на границах зерна ослабляет их, безусловно, сильнее по сравнению с телом зерна. Этим, очевидно, и объясняется падение ударной вязкости и возникновение межкристаллического излома при развитии необратимой отпускной хрупкости. Происходящие при повышении температуры отпуска процессы изменения формы карбидных пластин, которые приводят к образованию более равноосных частиц [21], естественно, будут постепенно сглаживать падение ударной вязкости и приводить к нормальному вязкому излому.

Более того, на основании таких представлений о механизме развития хрупкости можно объяснить и известную зависимость «глубины провала» ударной вязкости от величины зерна [30]. Напомним, что эта зависимость заключается в том, что в большем падении ударной вязкости, чем крупнее зерно стали. Можно считать установленным, что чем мельче аустенитное зерно, тем труднее наблюдать появление мартенсита на границах этого зерна. Если даже это и наблюдается, то мартенсит всегда мелкий и очень нечетко очерчивает границы зерна [26]. Ясно, что в таких условиях ослабление границ должно происходить в меньшей мере, чем в случае наличия крупного зерна, когда на его границах распложены большие мартенситные кристаллы; длинные карбидные пластины, располагаясь вдоль границ аустенитных зерен, сильно их ослабляют и вызывают значительное падение ударной вязкости, гораздо большее, чем в случае мелкого зерна.

Наряду с этим толкованием структурного механизма развития необратимой отпускной хрупкости возможен и иной подход к этому вопросу. Можно предположить, что особое состояние границ аустенитных зерен, как мест сочленения различным образом ориентированных объемов, обеспечивает значительное изменение кинетики карбидообразования при отпуске мартенсита, расположенного по границам зерна, а может быть и формы продуктов его распада. В связи с этим можно считать, что при отпуске в интервале развития необратимой хрупкости процессы отпуска на границах зерна происходят раньше, чем в теле зерна. Если учесть при этом и возможную особую форму продуктов распада  $\alpha$ -твердого раствора (пластинчатая или пленчатая форма), то тем более становится вероятным возникновение в результате этого повышенной чувствительности к хрупкому разрушению.

Таким образом, фактический материал, полученный при помощи опытов с двумя изотермическими выдержками, позволяет не только связывать явление необратимой отпускной хрупкости с процессами, происходящими при отпуске мартенсита, но и дает основания для объяснения возможного механизма ослабления структуры стали и возникновения хрупкого разрушения.

Предложенное объяснение развития необратимой отпускной хрупкости позволяет понять причину иногда весьма малых значений ударной вязкости многих конструкционных сталей после низкого отпуска. Это объясняется процессами самоотпуска, протекающего во время охлаждения при закалке стали. Отпуск первых порций мартенсита во время дальнейшего охлаждения будет происходить по-разному. Степень этого отпуска будет тем значительнее, чем выше мартенситная точка стали и меньше устойчивость мартенсита против отпуска, и наоборот — отпуск будет тем слабее, чем ниже мартенситная точка и чем больше устойчивость мартенсита против отпуска. Во многих случаях самоотпуск мартенсита происходит в температурном интервале, включающем температуры развития необратимой отпускной хрупкости, благодаря чему и наблюдается понижение ударной вязкости уже после низкого отпуска.

Установлено, что введение в слаболегированную конструкционную сталь кремния, не влияющего заметно на положение мартенситной точки, по сильно повышающего устойчивость мартенсита против отпуска, исключает самоотпуск мартенсита на опасные температуры, благодаря чему после низкого отпуска (150—200°) ударная вязкость таких сталей больше, чем у аналогичных сталей, но без кремния. Опыты проводились на сталях, химический состав которых приведен в табл. 3.

Таблица 3

Химический состав сталей (в %), применявшихся для опытов

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni
35Г	0,35	1,19	0,30	0,22	0,14
35ГС	0,34	1,19	1,16	0,19	0,14
40Х	0,41	0,44	0,45	0,51	0,20
40ХС	0,38	0,40	1,61	0,68	0,20
40Н	0,38	0,28	0,27	0,14	1,23
40НС	0,36	0,39	1,32	0,14	1,24

Все стали закаливались от 1000° и отпускались на 200° в течение одного часа с охлаждением в воде. Степень самоотпуска первых порций мартенсита определялась сравнением его твердости с твердостью основной мартенситной матрицы. Твердость измерялась на приборе ПМТ-3.

Установлено, что при дополнительном легировании стали 35Г кремнием (до 1,16%) ударная вязкость ее после отпуска на 200° повышается от 3,7 до 6,2 кг/см<sup>2</sup>, а разница в твердости первых порций мартенсита и основной мартенситной матрицы уменьшается от 150 до 70 кг/мм<sup>2</sup>. Аналогичные результаты получены для всех исследованных сталей.

В заключение нельзя не остановиться на другой, не менее важной стороне вопроса развития необратимой отпускной хрупкости. Хрупкое разрушение и незначительная ударная вязкость, наблюдаемые при развитии необратимой отпускной хрупкости, являются, как уже указывалось, следствием того, что сталь, отпущенная в опасном интервале температур, имеет порог хладноломкости, находящийся часто при комнатной температуре или даже выше ее. Испытание при повышенных температурах, напротив, не обнаруживает этого явления — после отпуска на хрупкость наблюдается высокая ударная вязкость и отсутствие хрупкого межкристаллического излома.

Согласно классической схеме А. Ф. Иоффе и расширенной схеме Н. Н. Давиденкова, склонность к хрупкому разрушению при прочих

равных условиях определяется соотношением величин предела текучести и хрупкой прочности. Чем больше это отношение, тем выше температура перехода к хрупкому разрушению, т. е. тем больше склонность к хрупкому разрушению. Следовательно, формальную причину низкой ударной вязкости при развитии необратимой отпускной хрупкости следует искать в изменении соотношения предела текучести и хрупкой прочности.

Если зависимость предела текучести от температуры отпуска изучена достаточно хорошо и есть данные, свидетельствующие о том, что эта величина монотонно понижается или даже в отдельных случаях повышается при отпуске в зоне хрупкости [45], то относительно хрупкой прочности нельзя сказать, что характер изменения ее величины в зависимости от температуры отпуска изучен сколько-нибудь исчерпывающе. Однако ясно, что в изучении именно величины хрупкой прочности в зависимости от температуры отпуска и в сопоставлении ее с пределом текучести и следует искать ключ к исчерпывающему объяснению механизма необратимой отпускной хрупкости. Этот путь уже оправдал себя при исследовании природы падения ударной вязкости при развитии обычной (обратимой) отпускной хрупкости [46].

В связи с этим, на стали 35ХГСА нами определялась величина хрупкой прочности после отпуска на 200 и 400°. Отпуск на 200° для этой стали обеспечивает всегда вязкий излом и значительную ударную вязкость, а температура 400° соответствует максимальному развитию необратимой хрупкости. Хрупкая прочность определялась на обычных образцах для растяжения при температуре жидкого азота. Для более легкого получения хрупкого разрушения применялась повышенная температура закалки, обеспечивающая достаточную крупнозернистость (1250°). Разрушение образцов, отпущенных как на 200°, так и на 400°, происходило хрупко без заметной пластической деформации. Следовательно, напряжения при разрушении можно было принять за величину хрупкой прочности. Оказалось, что хрупкая прочность у образцов, отпущенных на 200°, равна 150—153 кг/мм<sup>2</sup>, а у образцов, отпущенных на 400°, значительно меньше — 70—72 кг/мм<sup>2</sup>.

Итак, если даже принять, что предел текучести при отпуске в зоне развития хрупкости не повышается, а монотонно падает с ростом температуры отпуска, то такого сильного снижения величины хрупкой прочности может оказаться достаточным для значительного повышения температуры перехода и обеспечения хрупкого разрушения при комнатной температуре (в случае испытания на ударный изгиб). Причина такого понижения хрупкой прочности при отпуске в опасном интервале температур заключается, очевидно, именно в тех процессах при отпуске мартенсита, связь которых с развитием необратимой отпускной хрупкости описана выше.

## ВЫВОДЫ

Сопоставление процесса распада остаточного аустенита с развитием необратимой отпускной хрупкости на примере большого числа легированных сталей показывает отсутствие взаимозависимости этих явлений.

Возникновение необратимой хрупкости, напротив, находится в соответствии с началом и развитием карбидообразования при распаде мартенсита. Необратимая отпускная хрупкость возникает также при специальном режиме термообработки, исключающем распад остаточного аустенита.

Из сказанного выше следует, что необратимая отпускная хрупкость связана с процессом карбидообразования при распаде мартенсита, приводящем на определенной стадии отпуска к понижению хрупкой прочности при разрушении по границам зерна.



Из трех главных теорий — карбидной теории, теории распада остаточного аустенита и нитридной теории, — объясняющих необратимую отпускную хрупкость, две последние экспериментально не подтверждаются<sup>1</sup>. Наиболее обоснованной следует считать первую теорию, связывающую необратимую отпускную хрупкость с процессом карбидообразования при распаде мартенсита.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. I. A. Mathews. *Iear Book Am. Inst.*, 1921, 11, 147.
2. M. A. Grossmann. *Iron Age*, 1924, 114, № 3, 149.
3. G. V. Luerssen a. O. V. Green. *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, 1933, 33, 2, 315—333.
4. G. V. Luerssen a. O. V. Green. *Trans. Am. Soc. Met.*, 1934, 22, № 4, 311—377.
5. G. V. Luerssen a. O. V. Green. *Trans. Am. Soc. Met.*, 1935, 23, № 4, 861—877.
6. В. Д. Садовский. *Качественная сталь*, 1936, № 10, 42—44.
7. В. Д. Садовский, Н. П. Чупракова и С. П. Озеров. *Тр. ИФМ УФАН СССР*, вып. 10. Свердловск, 1941, 167—179.
8. В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова. *Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР*, вып. 6. Свердловск, 1945, 3—55.
9. В. Д. Садовский и Н. А. Бородина. *Проблемы конструкционной стали*. М.—Л., Машгиз, 1949, стр. 102—119.
10. В. Д. Садовский. *Уральская металлургия*, 1936, № 5, 12.
11. В. Д. Садовский и Б. Г. Сазонов. *Тр. ИФМ УФАН СССР*, вып. 9. Свердловск, 41—68.
12. В. Д. Садовский и Н. В. Штишевская. *Тр. ИФМ УФАН СССР*, вып. 9. Свердловск, 1937, 45—61.
13. В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова. *Тр. ИФМ УФАН СССР*, вып. 10. Свердловск, 1941, 139—151.
14. В. Д. Садовский, Н. А. Бородина и С. И. Ивановская. *Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР*, вып. 5. Свердловск, 1945, 3—22.
15. К. А. Малышев и В. А. Павлов. *Тр. ИФМ УФАН СССР*, вып. 9. Свердловск, 1946, 11—19.
16. А. А. Хабахнашеви и Б. Е. Шейнин. *Качественная сталь*, 1934, № 4, 5—10.
17. Б. Е. Шейнин. *Качественная сталь*, 1937, № 1, 15—20.
18. И. Л. Миркин и А. Г. Спектор. *Металлург*, 1937, № 6, 34—47.
19. А. С. Завьялов. *К теории легирования и термической обработки стали*. Свердловск, Металлургиздат, 1943.
20. Г. В. Курдюмов и М. Д. Перкас. *Проблемы металловедения и физики металлов*. Второй сб. трудов ЦНИИЧМ Министерства черной металлургии, М., Металлургиздат, 1951, стр. 153, 166.
21. М. П. Арбузов. *Вопросы физики металлов и металловедения*. Киев, Изд-во АН УССР, 1952, стр. 3—27.
22. Л. И. Лысак и Г. Я. Козырский. *Вопросы физики металлов и металловедения*. Киев, Изд-во АН УССР, 1952, стр. 53—56.
23. Э. З. Каминский. *Проблемы металловедения и физики металлов*. М., Металлургиздат, 1949, стр. 173—191.
24. Г. Курдюмов, И. Исайчев и Э. Каминский. *Тр. Ин-та черной металлургии АН УССР*. Киев, Изд-во АН УССР, 1946, т. I, стр. 76—83.
25. H. Schraeder, H. Wiester u. H. Sierman. *Archiv fur das Eisenhüttenwesen*, 1950, № 21, 21—31.
26. M. A. Grossmann. *Metals technology*, 1946, 13, № 3, 1—41.
27. E. F. Bailey. *W. Haggis. Trans. Am. Soc. Met.*, 44, 1952, 204—216.
28. В. Д. Садовский, Г. Н. Богачева и М. П. Браун. *Проблемы конструкционной стали*, М.—Л., Машгиз, 1949, кн. 12, стр. 220—234.
29. E. I. Rippling. *Дискуссия по работе L. S. Castelman, V. L. Averbach, Morris Cohen. Trans. Am. Soc. Met.*, 1952, 44, 257—262.
30. T. Swinden a. G. Bolsover. *J. Iron a. Steel Inst.*, 1936, 134, № 2, 457—486.
31. L. I. Klingler, W. I. Barnett, R. P. Frohberg a. A. R. Troiano. *Trans. Am. Soc. Met.*, 1954, 46, 1557—1589.

<sup>1</sup> См. статью Е. Н. Соколкова, Г. В. Гайдукова и В. Д. Садовского в настоящем сборнике.

32. S. A. Haggis a. C. H. Logig. *Trans. Am. Soc. Met.*, 1948, 40, 775—803.
33. С. С. Штейнберг. *Металловедение*, т. II. Свердловск — М.—Л., Металлургиздат, 1933.
34. С. С. Штейнберг. *Термическая обработка стали*, Москва — Свердловск, Металлургиздат, 1945.
35. Г. В. Курдюмов. *К теории закалки и отпуска стали*. Сб. научных докладов секции металловедения и термической обработки ВНИТО металлургов. М., Изд-во НИТОМ, 1940, стр. 96—124.
36. Г. В. Курдюмов и Н. Л. Ослон. *ЖТФ*, 1939, № 9, 1891—1909.
37. П. Л. Грузин, Г. В. Курдюмов и Р. И. Энтин. *Металлург*, 1940, № 8, 15—23.
38. М. П. Арбузов и Г. В. Курдюмов. *ЖТФ*, 1940, № 13, 1093—1100.
39. Г. В. Курдюмов и Л. И. Лысак. *ЖТФ*, 1947, № 17, 993.
40. С. Т. Конобеевский. *Рентгенография в применении к исследованию материалов*, М., ОНТИ, 1936.
41. С. Т. Конобеевский. *Изв. АН СССР, сер. хим.*, 1937, № 5, 1209—1244.
42. В. Д. Садовский. *Изв. СФХА*, 16, вып. 4, 1946, 24—28.
43. Р. М. Леринман, В. Д. Садовский и А. М. Полякова. *Термическая обработка металлов*. Материалы конференции, Москва—Свердловск, Машгиз, 1950, стр. 205—211.
44. B. S. Lement. *Дискуссия по работе A. G. Alter a. P. Rayson. Trans. Am. Soc. Met.*, 1953, 45, 526—527.
45. С. С. Подопригора. *Сталь (справочник)*. М., Металлургиздат, 1933.
46. М. М. Штейнберг и А. А. Попов. *Заводская лаборатория*, 1952, № 11, 1376—1379.

Е. Н. СОКОЛКОВ, Г. В. ГАЙДУКОВ, В. Д. САДОВСКИЙ

### ВЛИЯНИЕ РАСКИСЛЕНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА НЕОБРАТИМУЮ ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

#### ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Необратимая отпускная хрупкость, развивающаяся в большинстве конструкционных легированных сталей, сильно ограничивает использование этого класса сталей при высокой их прочности. Этот вид хрупкости наблюдается при отпуске в интервале температур 250—400° и сопровождается хрупким изломом по границам аустенитного зерна.

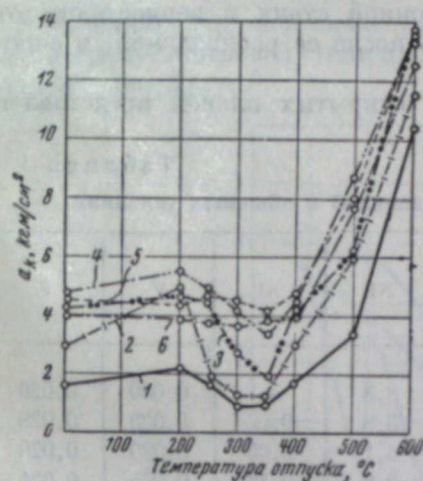
Наряду с объяснением необратимой отпускной хрупкости превращением остаточного аустенита [1—4] или процессами карбидообразования при распаде мартенсита [5—11], существует представление, связывающее развитие хрупкости с выделением при отпуске дисперсных нитридов хрома и марганца (Шрадер, Вистер, Зипман) [12]. Поскольку нитриды хрома и марганца рассматриваются как фактор, вызывающий хрупкость, то первопричиной этого явления предлагается считать азот. Основываясь на том, что алюминий обладает большей способностью к соединению с азотом, чем хром и марганец, и образует очень стойкие нитриды, указанные авторы полагают, что, связав азот алюминием, можно избавиться от падения ударной вязкости, вызываемого, по их мнению, выделением нитридов хрома и марганца.

Предлагается, что нитриды алюминия, отличающиеся значительной устойчивостью при нагревании, возникнув при кристаллизации стали, не переходят больше в раствор при температурах аустенитного состояния стали. Благодаря этому исключается возможность выделения нитридов при отпуске, что в свою очередь должно исключить падение ударной вязкости. Нитриды хрома и марганца, напротив, весьма нестойки — они свободно растворяются в стали при переходе ее в аустенитное состояние; последующее выделение этих нитридов при операции отпуска, по мнению Шрадера, Вистера, Зипмана, и вызывает падение ударной вязкости. Приведенные в их работе опытные плавки хромомарганцевистой стали с различными добавками алюминия, обнаружили постепенное уменьшение степени снижения ударной вязкости при отпуске на 250—400° по мере увеличения количества вводимого алюминия от 0,006 до 0,17% (фиг. 1).

Нужно отметить, что результаты исследований Шрадера, Вистера, Зипмана не означают, конечно, что в их работе найден способ устранения необратимой отпускной хрупкости, так как при усложнении условий ударных испытаний (испытания при пониженных температурах) легко обнаруживается падение ударной вязкости при отпуске в интервале 250—400° и для стали, выплавленной с введением необходимого количества алюминия. На это указывает, в частности, Г. Ридрих в дискуссии по

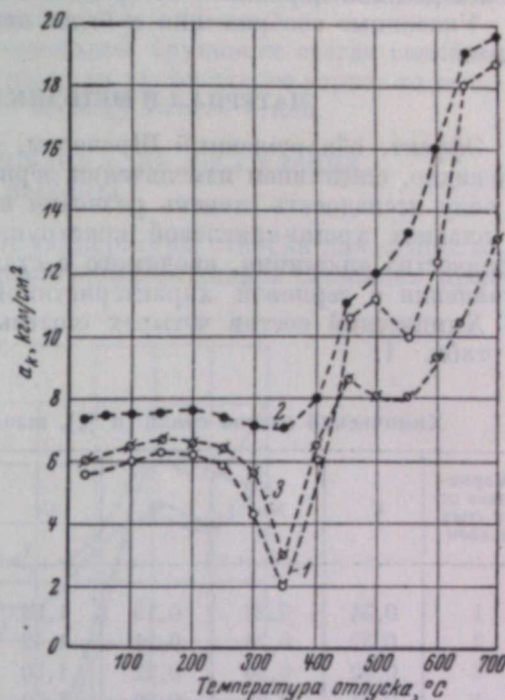
работе Шрадера, Вистера, Зипмана, ссылаясь на диаграмму, воспроизведенную нами в настоящей статье (фиг. 2). Хорошо видно, что, хотя алюминий выравнивает кривую ударной вязкости, сглаживая ее падение при отпуске в указанном интервале температур, все же хрупкость после такого отпуска легко выявляется понижением температуры испытания до —70°. Таким образом, добавки алюминия не устраняют явления необратимой отпускной хрупкости, но делают его менее заметным, понижая несколько температуру перехода стали к хрупкому разрушению.

Указанное обстоятельство представляет, однако, значительный практический и теоретический интерес, так как дает основание предполагать,



Фиг. 1. Кривые ударной вязкости хромо-марганцевистой стали, закаленной от 850° в масле при отпуске 2 часа и охлаждении в воде, в зависимости от температуры отпуска и содержания алюминия (по Г. Шрадери, Г. Вистеру и Г. Зипману):

1 — 0,006% Al; 2 — 0,0179% Al; 3 — 0,034% Al; 4 — 0,07% Al; 5 — 0,13% Al; 6 — 0,17% Al.



Фиг. 2. Кривые ударной вязкости марганцевистой электростали в зависимости от температуры отпуска и галичия алюминия (по Г. Ридриху) [21]:

1 — без Al; 2 — с Al (испытания при комнатной температуре); 3 — с Al (испытания при —70°).

что азот играет в этом явлении важную роль. Известно [13—18], что алюминий является очень эффективной добавкой, сильно измельчающей структуру стали, и такое действие алюминия связывается, как правило, с действием соединений алюминия с кислородом и азотом на рост зерна аустенита в стали. С другой стороны, известно [19], что степень проявления хрупкости зависит от зерновой характеристики стали и проявляется она тем меньше, чем мельче зерно аустенита перед закалкой. Поэтому можно было предполагать, что эффект, обнаруженный Шрадером, Вистером и Зипманом, — следствие сильного измельчения зерна при дополнительном введении в сталь (после ее раскисления) алюминия.

Далее, если, согласно мнению указанных авторов, рассматривать азот как первопричину хрупкости, то совершенно естественно возникает необходимость исследования стали, выплавленной без азота. Достаточно надежно это можно осуществить в условиях вакуумной плавки. Исходя

из позиций Шрадера, Вистера и Зипмана, можно было бы ожидать, что изготовление стали в вакууме исключит попадание азота в сталь и ликвидирует или, по крайней мере, сильно сгладит явление необратимой отпускной хрупкости. Если даже предположить, что присутствие азота в стали не исключено и в этих условиях (либо из-за несовершенства применяемой вакуумной техники, либо из-за присутствия азота в исходных материалах), то дополнительное введение в сталь алюминия тем более должно парализовать вредное влияние азота.

Указанные соображения и были положены в основу наших исследований.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Эффект, обнаруженный Шрадером, Вистером и Зипманом, является, очевидно, следствием измельчения зерна. В связи с этим, нами имелось в виду исследовать степень развития необратимой отпускной хрупкости в плавках хромо-никелевой конструкционной стали в зависимости от количества алюминия, вводимого в сталь после ее раскисления, в сопоставлении с зерновой характеристикой.

Химический состав четырех опытных открытых плавков представлен в табл. 1.

Химический состав стали (в %), выплавленной в обычных условиях

Таблица 1

Маркировка открытых плавков	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	P	S
1	0,34	0,23	0,15	1,58	3,8	—	0,030	0,026
2	0,32	0,26	0,21	1,42	3,8	0,02	0,028	0,028
3	0,32	0,36	0,22	1,50	4,1	0,05	0,030	0,026
4	0,31	0,35	0,26	1,50	3,8	0,16	0,035	0,031

Открытые плавки изготовлялись в высокочастотной индукционной печи (60 квт) в магнетитовом тигле емкостью 10 кг. Алюминий задавался в изложницу, причем сталь предварительно была раскислена не полностью.

Для изучения влияния выплавки стали в вакууме на развитие необратимой отпускной хрупкости были приготовлены две вакуумные плавки в высокочастотной вакуумной печи ВВП-2 в магнетитовом тигле емкостью 5 кг (табл. 2). Перед началом плавления разрежение в камере печи достигало 0,02—0,05 мм рт. ст., а при плавке и разливке — 0,05—1 мм рт. ст.

Слитки проковывались на прутки квадратного сечения 12 × 12 мм, из которых изготовлялись образцы для испытаний на ударную вязкость размером 10 × 10 × 55 мм.

Химический состав стали (в %), выплавленной под вакуумом

Таблица 2

Маркировка вакуумных плавков	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al
B-1	0,34	0,74	0,41	1,7	3,96	0,03
B-2	0,32	0,75	0,35	1,75	3,90	0,15

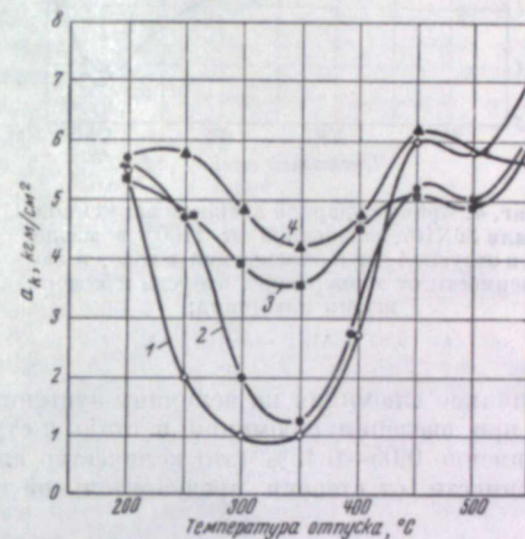
Для каждой стали строилась обычная кривая ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска. Все стали для этой цели закаливались от 1100° в масле. Отпуск производился в соляных ваннах на температуры от 200 до 550° через каждые 50°; продолжительность отпуска 1 час с последующим охлаждением в воде.

Надрезка образцов производилась наждачным кругом после термообработки, что исключало влияние обезуглероженного слоя. Глубина надреза 2 мм, радиус закругления у дна надреза 1 мм. Образцы испытывались на маятниковом копре с запасом работы 15 кгм.

Так как развитие необратимой отпускной хрупкости всегда сопровождается хрупким разрушением по границам аустенитного зерна, то величина этого зерна легко определялась по виду излома стали.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ИХ ОБСУЖДЕНИЕ И ВЫВОДЫ

Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска для открытых плавков хромо-никелевой стали при различном содержании алюминия представлена на фиг. 3.



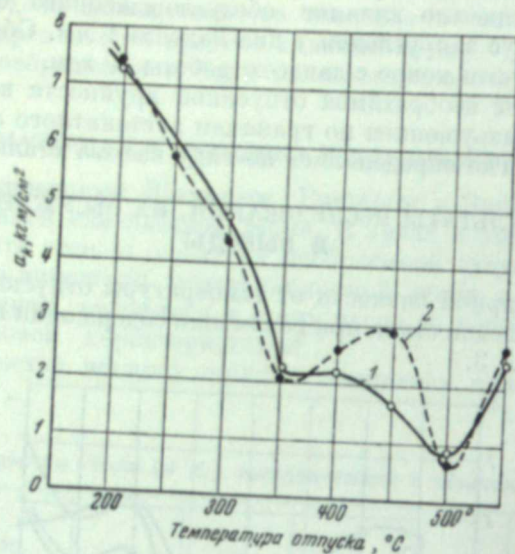
Фиг. 3. Кривые ударной вязкости стали 36ХН4, закаленной от 1100° в масле с выдержкой 1 час и охлаждением в воде, в зависимости от температуры отпуска и содержания алюминия:

1 — без Al; 2 — 0,02% Al; 3 — 0,05% Al; 4 — 0,16% Al.

Из построенных кривых видно, что дополнительное введение в сталь алюминия при ее раскислении благоприятно сказывается на сглаживании кривой ударной вязкости в интервале температур развития необратимой отпускной хрупкости. Так, если плавки 1 (без Al) и 2 (с 0,02% Al) отличаются максимальной хрупкостью с сильно выраженным минимумом ударной вязкости при 350°, то введение в сталь 0,05 и 0,16% Al (плавки 3 и 4) значительно уменьшает падение кривой при отпуске в опасном интервале температур.

Внимательное изучение вида изломов, особенно соответствующих отпуску в зоне хрупкости, отчетливо показывает, что вместе с уменьшением падения ударной вязкости в значительной степени измельчается аустенитное зерно стали. Именно в этом простом, но, очевидно, важном обстоятельстве и следует видеть причину уменьшения хрупкости.

Это заключение, безусловно, не базируется исключительно на приведенных данных, а является естественным выводом из огромного числа проведенных в СССР и за рубежом исследований, посвященных роли дополнительного вводимого алюминия при раскислении стали. Главным следствием этих работ является твердо установленное благоприятное влияние алюминия на зерновую характеристику стали. Твердо установлено



Фиг. 4. Кривые ударной вязкости вакуумной стали 36ХН4, закаленной от 1100° в масле при отпуске 1 час и охлажденной в воде, в зависимости от температуры отпуска и содержания алюминия:

1 — 0,03% Al; 2 — 0,15% Al.

также, что такое влияние алюминия на величину аустенитного зерна наблюдается только при введении алюминия в сталь в строго определенном количестве, а именно 0,05—0,15% (это количество алюминия может изменяться в зависимости от степени предварительной раскисленности стали).

Существенно, что, согласно полученным результатам испытаний, обнаруживается именно такой же характер влияния алюминия и на необратимую отпускную хрупкость. Это позволяет считать, что сглаживание падения кривой ударной вязкости при дополнительном введении в сталь алюминия при ее раскислении — простое следствие измельчения аустенитного зерна. Однако указанные опыты прямо не отвергают взглядов Шрадера, Вистера и Зипмана.

Значительный интерес в связи с этим представляют результаты испытаний вакуумных плавок. Поскольку предыдущими опытами установлено, что присутствие 0,02—0,03% Al совершенно не влияет на развитие хрупкости, а введение 0,15—0,16% Al сильно уменьшает падение ударной вязкости, то исследование вакуумных плавок с таким же содержанием алюминия должно было решить вопрос о роли азота в развитии необратимой отпускной хрупкости.

Считая, что изготовление стали в вакууме исключает присутствие в стали азота, можно было ожидать, что плавка с 0,03% Al не обнаружит склонности к хрупкости. Однако, если азот попадает в сталь даже в условиях вакуумной плавки, то введение 0,15% Al должно ликвидировать его вредное действие.

Из фиг. 4 видно, что как первая, так и вторая вакуумные плавки независимо от содержания алюминия в резкой форме подвержены необратимой отпускной хрупкости после отпуска на 350°, а также обычной обратимой отпускной хрупкости после отпуска на 500°. Как видно из кривых, никакой сколько-нибудь существенной разницы между плавками с различным содержанием алюминия нет. Самое главное то, что нельзя было отметить какого-либо действия алюминия и на величину зерна стали.

При рассмотрении вида изломов можно было отчетливо видеть, что стали обеих плавок сильно крупнозернисты. Это не новый вывод, поскольку давно известно [20], что в условиях вакуумной плавки алюминий не изменяет зерновой характеристики стали. Влияние же вакуумной плавки на развитие необратимой отпускной хрупкости, судя по имеющимся данным, не изучалось. Таким образом, простое сопоставление результатов наших исследований по выяснению влияния алюминия в условиях вакуумной плавки на склонность к необратимой отпускной хрупкости стали с уже известным и воспроизведенным в работе положением об отсутствии какого-либо действия алюминия на зерновую характеристику стали в условиях вакуумной плавки позволяет сделать следующее заключение. Описанное Шрадером, Вистером и Зипманом уменьшение склонности стали к необратимой хрупкости, в связи с дополнительным введением в сталь алюминия при ее раскислении, является результатом не предотвращения выделения нитридов хрома и марганца (вследствие образования более стойкого нитрида алюминия), а простым следствием измельчения зерна.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. М. А. Grossmann. Iron Age, 1924, 114, № 3, 149.
2. G. V. Luerssen a. O. V. Green. Trans. Am. Soc. Test. Mat., 1933, 33, 315—333.
3. В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 6. Свердловск, 1945, 3—55.
4. Р. М. Леринман и В. Д. Садовский. Тр. ИФМ УФАН СССР, вып. 13. Свердловск, 1951, 32—47.
5. А. А. Хабахнашев и Б. Е. Шейнин. Качественная сталь, 1934, № 4, 5—10.
6. Б. Е. Шейнин. Качественная сталь, 1937, № 1, 15—20.
7. А. С. Завьялов. К теории легирования и термической обработки стали. Свердловск. Изд-во ЦНИИ НКТП, 1943.
8. E. F. Baily a. W. I. Harris. Trans. Am. Soc. Met., 1952, 44, 204—216.
9. G. V. Castleman, B. L. Averbach a. Morris Cohen. Trans. Am. Soc. Met., 1952, 44, 257—262.
10. L. I. Klingler, W. I. B. Arnett, R. P. Frohberg a. A. R. Troiano. Trans. Am. Soc. Met., 1954, 46, 1551—1589.
11. И. Л. Миркин и А. Г. Спектор. Металлург, 1937, № 6, 34—47.
12. H. Schraeder, H. Wiester u. H. Siepmann. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1950, № 21, 21—31.
13. Н. Ф. Болховитинов. Величина зерна и свойства стали. М., Металлургияиздат, 1943.
14. И. Е. Конторович и С. З. Бокштейн. Тр. Всес. Ин-та авиационных материалов, вып. 51. М., Изд-во ВИАМ, 1937.
15. F. G. Seifing a. K. I. Trigger. Trans. Am. Soc. Met., 1935, 23, № 3, 782—796.
16. К. А. Малышеви С. С. Штейнберг. Качественная сталь, 1937, № 2, 11—17.
17. М. Браун, М. Дурдо и Н. Иванов. Качественная сталь, 1937, № 4, 39—43.
18. E. Houdremont u. H. Schraeder. Stahl u. Eisen, 1938, № 48, 14—22.
19. T. Swinden a. G. Bolsover. Iron a. Steel Inst., 1936, 134, № 2, 457—486.
20. E. Houdremont u. H. Schraeder. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1939, 12, 393—404.
21. G. Ridrich. Дискуссия по работе H. Schraeder, H. Wiester, H. Siepmann. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1950, № 21, 32.

Л. В. СМЕРНОВ, Е. Н. СОКОЛКОВ, В. Д. САДОВСКИЙ

### ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНОМ СОСТОЯНИИ НА ЯВЛЕНИЯ ХРУПКОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В металлургии легированных сталей молибден и вольфрам являются весьма важными элементами. В этих элементах сосредоточен ряд ценных свойств, благодаря чему они являются наиболее трудно заменимыми, а в ряде случаев и совершенно незаменимыми легирующими добавками.

При легировании конструкционных сталей действие указанных элементов наиболее отчетливо проявляется на отпускной хрупкости. Только молибден и вольфрам позволяют в значительной степени ослабить, а в некоторых случаях и полностью устранить обратимую отпускную хрупкость, являющуюся наиболее важным дефектом большого числа конструкционных сталей ответственного назначения. Только благодаря легированию молибденом и вольфрамом возможно изготовление крупных изделий (например, типа роторов турбогенераторов) с достаточно высокими механическими свойствами. Важное значение имеет в этом отношении и сильное влияние этих элементов на прокаливаемость стали. Правда, обеспечение надлежащей прокаливаемости возможно и на основе легирования другими элементами, причем наиболее эффективными в этом отношении были бы марганец и хром. Но введение в состав стали хрома и особенно марганца резко усиливает ее склонность к отпускной хрупкости и, следовательно, должно сопровождаться и дополнительным легированием опять-таки молибденом и вольфрамом.

Отсюда следует, что проблема создания высокопрочных сталей, не содержащих дорогостоящих легирующих элементов, также сводится по существу к проблеме устранения отпускной хрупкости. Хотя количества молибдена или вольфрама, вводимые при легировании конструкционных сталей, сравнительно невелики (до 0,5% Mo и 1—1,5% W), однако большие масштабы производства сталей различных марок вызывают огромный расход этих элементов. Поэтому, разработка новых методов борьбы с отпускной хрупкостью конструкционных сталей — важная народнохозяйственная проблема.

Необходимо отметить, что применение молибдена и вольфрама в качестве элементов, устраняющих (точнее — ослабляющих) отпускную хрупкость, носит до сих пор чисто эмпирический характер, поскольку неизвестен механизм их влияния, как и механизм возникновения самого явления отпускной хрупкости. Поэтому первоочередная задача металловедения — раскрытие механизма явлений, обуславливающих возникновение отпускной хрупкости, и механизма действия молибдена и вольфрама.

Под обратимой отпускной хрупкостью в настоящее время понимают падение ударной вязкости конструкционной стали, наблюдающееся после закалки и отпуска в интервале температур 500—575°, или после отпуска

на 650—700° с последующим медленным охлаждением, или, наконец, при дополнительном отпуске в интервале 500—575° стали, предварительно отпущенной на более высокие температуры с быстрым охлаждением после отпуска. Эта хрупкость стала называться «обратимой» в связи с тем, что, как давно установлено, хрупкое состояние стали, возникшее в условиях охлаждения после высокого отпуска (650—700°), может быть устранено повторным высоким отпуском с быстрым охлаждением и вновь вызвано дополнительным отпуском при 500—575°. Давно установлено также, что развитие хрупкости при медленном охлаждении после высокого отпуска связано с длительным прохождением интервала температур 575—500°, в котором и развиваются явления, вызывающие хрупкость. Непосредственный отпуск закаленной стали в интервале 500—575° также приводит в склонных к хрупкости сталях к получению ненормально низкой ударной вязкости.

Существует другой вид отпускной хрупкости, называемый в дальнейшем «необратимой» хрупкостью, которая проявляется в падении ударной вязкости при отпуске закаленной стали в интервале 250—400°. Закаленная конструкционная легированная сталь часто обнаруживает довольно высокую ударную вязкость после отпуска уже при температурах 150—200°, но при повышении температуры отпуска наблюдается неожиданное падение ударной вязкости, несмотря на естественное (при повышении температуры отпуска) снижение твердости и предела прочности. Наличие необратимой хрупкости исключает использование стали после отпуска на средние температуры (300—400°), т. е. при высоких значениях предела прочности и предела текучести, тем более что и обратимая хрупкость наблюдается во всех закаливаемых на мартенситную структуру сталях и не устраняется добавками молибдена или вольфрама. Иногда необратимую отпускную хрупкость называют отпускной хрупкостью первого рода; тогда обратимая отпускная хрупкость обозначается как хрупкость второго рода.

Основное содержание настоящей работы составляет изложение результатов исследования особой термомеханической обработки, представляющей новый метод воздействия на склонность стали к отпускной хрупкости (обратимой и необратимой).

### ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КАК МЕТОД ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СКЛОННОСТЬ СТАЛИ К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

#### 1. Предварительные наблюдения и опыты

В Лаборатории физического металловедения Уральского филиала АН СССР при изучении влияния условий термической обработки на проявление обратимой отпускной хрупкости исследовалось влияние рекристаллизации аустенита, обусловленной внутренним наклепом. Согласно теории перекристаллизации стали, разрабатываемой в Институте физики металлов Уральского филиала АН СССР [1], аустенит, образующийся при нагреве выше критических точек  $A_{c1}$  —  $A_{c3}$ , находится в состоянии внутреннего наклепа, приобретаемого им в результате изменения удельного объема, которым сопровождается превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Этот внутренний наклеп при дальнейшем повышении температуры приводит к рекристаллизации аустенита. «Таким образом, зерна аустенита, образовавшиеся при нагреве выше критических точек, при дальнейшем повышении температуры заменяются новыми рекристаллизованными зернами — происходит обновление структуры, как и при рекристаллизационном отжиге пластически деформированных металлов.

Поскольку известно, что отпускная хрупкость, как обратимая, так и необратимая, характеризуется появлением хрупкого межкристаллического (по отношению к зерну аустенита) излома [2], следовало ожидать, что рекристаллизация аустенита, связанная с внутренним наклепом, может определенным образом отражаться на проявлении отпускной хрупкости, по крайней мере в отношении характера и вида излома. Проведенные в этом направлении опыты дали следующий интересный результат. Если сталь (опыты проводились на конструкционных легированных сталях марок 37ХНЗА и 30ХГСА) подвергнуть предварительной закалке с перегревом, т. е. получить структуру крупноглычатого мартенсита, то при отпуске в зоне развития как обратимой, так и необратимой хрупкости после испытания на ударную вязкость наблюдается хрупкий кристаллический излом, причем трещина излома проходит по границам существовавшего перед моментом закалки крупного зерна аустенита. Однако, если такую предварительно перегретую сталь подвергнуть новой закалке с нормальных температур (850—950°), то после отпуска в условиях развития обратимой и необратимой хрупкости получается такой же грубый межкристаллический излом, какой и при отпуске непосредственно после перегрева и закалки. Трещина излома проходит здесь снова по границам зерна аустенита, однако не действительного зерна аустенита, существовавшего перед моментом окончательной закалки, а зерна, полученного при исходном перегреве.

Как видно из весьма характерной фиг. 1, вид излома резко изменяется, когда температура вторичной закалки стали 37ХНЗА достигает 1000°: в изломе полностью исчезают следы исходного перегрева и трещина излома проходит по границам действительного зерна аустенита, существовавшего перед моментом второй закалки. Аналогичный результат получен для стали 35ХГСА.

Интерпретация этих интересных наблюдений сводится к следующему. При нагреве стали (предварительно перегретой и закаленной) выше критических точек  $A_{c1}$ — $A_{c3}$  происходит образование аустенита, однако новые мелкие зерна этого аустенита оказываются ориентационно связанными с исходной структурой (мартенсита), а через ее посредство с зерном аустенита, существовавшим при исходном перегреве. В пределах каждого объема, отвечающего одному исходному крупному зерну, образуется мелкокристаллический, но кристаллографически упорядоченный (текстурованный) комплекс аустенитных зерен, и при закалке в связи с кристаллогеометрической упорядоченностью превращения аустенита в мартенсит эта внутризеренная текстура сохраняется. При хрупком разрушении у такой стали в изломе обнаружатся характерные «нафталинистые» фасетки, отвечающие по размерам зерну исходного перегрева. Если такую сталь подвергнуть отпуску в условиях развития отпускной хрупкости, то в изломе отражаются крупнокристаллические сколы по границам зерна исходного перегрева (см. фиг. 1). Таким образом, появление этого грубого межкристаллического излома — результат взаимодействия внутризеренной текстуры и процессов, обуславливающих развитие отпускной обратимой или необратимой хрупкости.

При достаточно высокой температуре нагрева под вторую закалку (1000° и выше) происходит рекристаллизация аустенита, разрушающая внутризеренную текстуру. Тем самым ликвидируется влияние границ текстурованных объемов на процессы, вызывающие отпускную хрупкость. Для локализации этих процессов имеются лишь границы действительных, беспорядочно ориентированных, рекристаллизованных зерен аустенита (необходимо напомнить, что при отпуске можно говорить лишь о границах кристаллически упорядоченных объемов мартенсита), соответственно чему излом приобретает нормальный вид для данной темпера-

туры закалки. Итак, при закалке с температур в интервале, немного превышающем положение критической точки  $A_{c3}$ , отпускная хрупкость проявляется изломом по границам и с х о д н о г о зерна перегрева. При закалке рекристаллизованного аустенита влияние исходной структуры ликвидируется и отпускная хрупкость проявляется изломом по границам действительного зерна аустенита.

Если предположить, что хрупкость вызывается выделением какой-то новой фазы (например, фосфидов при обратимой хрупкости или карбидов при необратимой хрупкости) из твердого раствора, то можно сказать, что при повторной закалке предварительно перегретой и закаленной стали эта фаза, пока температура второй закалки лежит ниже интервала рекристаллизации аустенита, выделяется по границам старого зерна перегрева, а с наступлением рекристаллизации это выделение очень быстро переходит на границы нового рекристаллизованного зерна.

Естественно, возникает мысль, что нечто подобное должно быть и при рекристаллизации аустенита, обусловленной внешним наклепом. Если, например, нагреть сталь до 1100—1150°, то после закалки и отпуска в условиях развития хрупкости получится межкристаллический излом по границам довольно крупного зерна, полученного при этом нагреве.

Опытами установлено, что если сталь, находящаяся в состоянии аустенита, перед закалкой подвергнуть пластической деформации, то произойдет рекристаллизация аустенита, получится новое зерно, величина которого определяется степенью деформации и температурой ее окончания. При последующей закалке и отпуске на хрупкость в этом случае получится излом по границам этого нового рекристаллизованного зерна. Соответствующие опыты полностью подтвердили сказанное.

Опыты заключались в закалке небольших образцов (сечением 10×10 мм, длиной 60 мм) после нагрева на 1100—1150° и прокатке на лабораторном ручьевом стане с обжатием 20—30%. Непосредственно после выхода из ручьев прокатного стана образцы попадали в закалочный бачок с маслом. Первые опыты проводились в таких условиях: перед прокаткой (после нагрева на 1100—1150°) образцы подстуживались на воздухе до 1000—950° и затем очень быстро, в течение 2—3 сек., подвергались обжатию в ручье стана и закачивались. При последующем отпуске в интервале развития обратимой хрупкости при 550° и испытании на ударную вязкость обнаружилось, что обработанные таким образом образцы имеют волокнистый излом и высокие значения вязкости, т. е. не обладают склонностью к отпускной хрупкости. Напротив, образцы, которые прокатывались без подстуживания, давали кристаллический хрупкий излом при довольно мелком зерне; точно также и образцы, прокатывавшиеся с подстуживанием, давали ярко выраженную хрупкость в том случае, если после выхода из ручья они выдерживались в течение 5—10 сек. на воздухе и только после этого охлаждались в масле.

Оказалось, таким образом, что закалка непосредственно после прокатки, проведенная в условиях, исключающих рекристаллизацию деформированного аустенита, ликвидирует склонность стали к обратимой отпускной хрупкости. С другой стороны, если подвергнутый пластической деформации аустенит успеет рекристаллизироваться перед закалкой, наблюдалось нормальное развитие отпускной хрупкости с межкристаллическим изломом по границам рекристаллизованного зерна.

Первоначально этот эффект пластической деформации стали в аустенитном состоянии был объяснен следующим образом. Отпускная хрупкость характеризуется разрушением по границам бывшего аустенитного зерна. Естественно предположить, что если зерна аустенита перед закалкой были деформированы прокаткой и не успели рекристаллизироваться, то и в закаленном состоянии сохраняется некоторая вытянутость зерен,

приводящая к тому, что, если даже на их границах при отпуске выявляется вызывающая хрупкость фаза, распространение трещины излома при испытании продольного образца будет затруднено более запутанным рельефом границ зерен (фиг. 2).

При сильной вытянутости зерен, когда получается волокнистая структура, вообще трудно себе представить возникновение межкристаллического (по отношению к зерну аустенита) излома. С другой стороны, рекристаллизация аустенита, восстанавливающая нормальную структуру приблизительно равноосных зерен, естественно, снова выравнивает путь для распространения трещины излома, и тогда проявляется отпускная хрупкость.

Однако такая «геометрическая» интерпретация, как будет показано ниже, не подтвердилась при дальнейшем изучении; она была не очень убедительной и с самого начала, поскольку положительное влияние пластической деформации аустенита перед закалкой обнаружилось уже при обжатиях на 10—15%, когда степень вытяжки образца и, следовательно, зерен аустенита в продольном направлении крайне незначительна. Описанные выше наблюдения, при которых была обнаружена возможность воздействия на склонность стали к отпускной хрупкости путем специальной термомеханической обработки (пластическая деформация стали в аустенитном состоянии с последующей закалкой в условиях, исключающих рекристаллизацию аустенита), являются предварительными. Этот вопрос заслуживал дальнейшего изучения и ему посвящается настоящая работа.

## 2. Влияние термомеханической обработки на ударную вязкость стали

Дальнейшие, более подробные опыты по выяснению влияния термомеханической обработки на ударную вязкость проводились на сталях, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сталей (в %), применявшихся при исследовании

Сталь	C	Mn	Si		Ni	P	S
35ХГСА	0,37	1,02	1,30	1,33	—	0,028	0,026
37ХНЗА	0,38	0,35	0,4	1,53	3,3	0,018	0,016

Пластическая деформация образцов (размера 10×10×60 мм) в аустенитном состоянии производилась на лабораторном прокатном стане с валками, калиброванными на квадрат разного сечения (от 10×10 до 2×2 мм). Время прокатки образца составляло 2—3 сек. Прокатанные образцы из валков немедленно попадали в бачок с маслом и закачивались.

В первых опытах были приняты три варианта обработки стали: I — нагрев образцов с печью до 1200°, выдержка — 30 мин. и прокатка при этой температуре с немедленной закалкой в масле; II — нагрев с печью до 1200°, выдержка — 30 мин., подстуживание с печью до 900°, прокатка при этой температуре с немедленной последующей закалкой в масле; III — нагрев с печью до 1200°, выдержка — 30 мин., подстуживание с печью

до 900° и закалка в масле с этой температуры. Этот вариант — контрольный. На каждый вариант было взято по три образца.

По I и II вариантам образцы прокатывались с обжатием 30% (подсчет производился по площади поперечного сечения). После указанной обработки все образцы отпускались на 550° с выдержкой 1,5 часа в зоне развития обратимой хрупкости и последующим охлаждением в воде, надрезались наждачным кружком и испытывались на ударную вязкость (надрез производился по Менаже, т. е. на глубину 2 мм при радиусе канавки 1 мм). Средние значения ударной вязкости получились следующие:

Варианты обработки стали	Ударная вязкость, ккал/см <sup>2</sup>	
	Сталь 35ХГСА	Сталь 37ХНЗА
I	1,0	2,3
II	5,5	6,5
III	0,5	1,2

Весьма интересен вид изломов в этих трех случаях обработки сталей (фиг. 3). После прокатки стали при температуре 1200° (I вариант) возникает хрупкий, мелкозернистый, межкристаллический излом, характерный для обратимой хрупкости; в результате прокатки стали после подстуживания до 900° (II вариант) получается вязкий аморфный излом без малейших следов хрупкости и, наконец, простая закалка стали от 1200° (III вариант) дает крупнозернистый, межкристаллический излом.

Прокатка при 1200° сопровождается, по видимому, мгновенной рекристаллизацией аустенита, приводящей к образованию новых мелких зерен, границы которых и проявляются в изломе после отпуска на обратимую хрупкость. Простая же закалка недеформированного аустенита дает излом, соответствующий высокому исходному нагреву, что также характерно для обратимой хрупкости. Появление вязкого излома в результате закалки после прокатки при низкой температуре (900°) является неожиданным. Как отмечено выше, специальными контрольными опытами было установлено, что хороший излом и ударная вязкость наблюдаются только при немедленной по выходе из валков закалке, когда рекристаллизация аустенита отсутствует благодаря низкой температуре деформирования и сравнительно большой скорости прокатки. Малейшая задержка в осуществлении закалки приводит к рекристаллизации аустенита, и благоприятное влияние деформации полностью уничтожается. Точно так же контрольные испытания показывают, что в исследуемых сталях, в особенности в стали 35ХГСА, обратимая хрупкость достаточно резко проявляется и при простой закалке с 900° (ударная вязкость стали 35ХГСА оказывается равной 4,5 ккал/см<sup>2</sup>).

На этих же сталях были проведены следующие, более подробные испытания. Большое количество образцов при испытании на ударную вязкость было обработано по следующим режимам: 1) нагрев до 1000°, выдержка 1 час, подстуживание с печью до 900° и закалка в масле; 2) нагрев до 1000°, выдержка 1 час, подстуживание с печью до 900°, прокатка и немедленная закалка в масле.

Обжатие при прокатке составляло 20%.

Контрольные образцы, обрабатываемые по первому режиму, заранее прострагивались на сечение 8×8 мм, которое получалось после 20-процентного обжатия при обработке по второму режиму. Все образцы отпускались затем в соляной ванне на температуры от 200 до 650° (через каждые 50°) с выдержкой 1 час и охлаждением в воде.

Изломы образцов и результаты испытаний стали на ударную вязкость в зависимости от температуры отпуска представлены на фиг. 4

и 5. При обработке по первому варианту стали обеих марок обнаруживают значительную склонность к отпускной хрупкости (обратимой и необратимой). Нижние кривые ударной вязкости выражают ее падение при отпуске на 350 и 500° для стали 37ХНЗА и на 400 и 550° для стали 35ХГСА. В то же время образцы, закаленные после предварительной деформации в прокатных валках, после отпуска не обнаруживают или почти не обнаруживают этих характерных аномалий в ходе изменения ударной вязкости. Оба вида отпускной хрупкости в этом случае, если и не отсутствуют полностью, то в сильной степени ослаблены.

Значения ударной вязкости при термомеханической обработке и отпуске в интервале 450—650° неизменно остаются на 3—4  $\text{кгм/см}^2$  более высокими по сравнению с ее значениями при обычной закалке. Указанные изменения ударной вязкости при отпуске хорошо согласуются с видом изломов стали. Так, в случае обычной закалки получается отчетливо выраженный хрупкий межкристаллический излом при отпуске на 450—600° и даже на 650° (в стали 35ХГСА). В случае же закалки из прокатных валков получается волокнистый излом при всех температурах отпуска.

Замечательно, что термомеханическая обработка подавляет оба вида хрупкости. Нет почти никакого сомнения, что обратимая и необратимая хрупкость вызывается различными причинами. Об этом свидетельствует, в частности, тот факт, что обратимая хрупкость в значительной мере устраняется добавками молибдена или вольфрама, тогда как на проявление необратимой хрупкости легирование этими элементами не оказывает само по себе, повидимому, никакого влияния, если не считать некоторого, вызываемого ими действия на измельчение зерна.

С другой стороны, факт подавления обоих видов хрупкости термомеханической обработкой говорит, может быть, об одинаковом механизме их возникновения. Можно предполагать, например, что оба вида хрупкости связаны с выделением некоторой фазы по границам зерна, хотя выделяющаяся фаза различна для каждого вида хрупкости.

Приведенные выше результаты испытаний (см. фиг. 4 и 5) могут встретить следующее возражение. Улучшение ударной вязкости при закалке после прокатки может быть обусловлено резким измельчением зерна в результате происходящей в этом случае рекристаллизации аустенита. Однако уже указывалось, что благоприятное воздействие термомеханической обработки на ударную вязкость, напротив, полностью определяется проведением обработки в условиях, исключающих рекристаллизацию. Ниже приводятся данные, не оставляющие сомнения, что в опытах, результаты которых приведены на фиг. 4 и 5, не наблюдалась рекристаллизация.

Применяемая в этих опытах температура исходного нагрева (1000°) не настолько высока, чтобы вызвать сильное укрупнение зерна, и трудно предполагать, чтобы рекристаллизация после сравнительно небольшой деформации могла так сильно изменить ударную вязкость стали только в связи с измельчением зерна аустенита. На фиг. 6 сопоставлены изломы стали 37ХНЗА после обычной закалки с 1250° и отпуска (фиг. 6, а) и после закалки из прокатных валков с таким же отпуском (фиг. 6, б). Из этого сопоставления видно благоприятное воздействие термомеханической обработки, устраняющее необратимую хрупкость.

На фиг. 7 сопоставлены изломы стали после отпуска на 350° для образцов, закаленных немедленно по выходе из валков (исходный нагрев 1250°, прокатка при 900°), и образцов, закаленных тоже из валков, но после некоторой выдержки (порядка 20 сек.) при 900° перед охлаждением в масле. Хорошо видно, что прокатка и рекристаллизация приводят к изменению зерна и улучшению вида излома стали (см. фиг. 7, б) по срав-

нению с непосредственной закалкой с 1250° (см. фиг. 6, а), но характер излома не оставляет сомнений в наличии необратимой хрупкости.

Таким образом, эти опыты показывают, что для термомеханической обработки необходимо основное условие — исключить процессы рекристаллизации наклепанного аустенита.

Как известно, обратимая отпускная хрупкость проявляется не только после непосредственного отпуска закаленной стали в соответствующем интервале температур (500—550°), но и при дополнительном отпуске на эти температуры после высокого отпуска на 650—700°, сопровождавшегося быстрым охлаждением.

В связи с этим были проведены следующие опыты. Группа образцов стали 35ХГСА обрабатывалась так же, как и при опытах, результаты которых представлены на фиг. 4 и 5, т. е. часть образцов закаливалась от 900° после нагрева на 1000°, а другая часть закаливалась после прокатки. Все образцы затем были отпущены на 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде. Последующим дополнительным отпуском при 550° в них вызывалась обратимая хрупкость.

На фиг. 8 приведены вид изломов и результаты испытаний стали на ударную вязкость.

На фиг. 8 видно, что при дополнительном отпуске падение ударной вязкости происходит в обоих случаях. Имеется, однако, существенное различие между сталью, закаленной обычным способом и после прокатки. Если высокий отпуск (на 650°) с быстрым охлаждением и последующий отпуск при 550° в течение 30 мин. для обычно закаленной стали дают полностью хрупкий, межкристаллический излом (фиг. 8, б), то такой же отпуск стали, закаленной с прокатки, сопровождается волокнистым изломом (фиг. 8, в). Важно также отметить, что для стали, закаленной с прокатки, наблюдается более замедленное падение ударной вязкости при увеличении продолжительности выдержки в интервале развития хрупкости. Так, выдержка при 550° в течение 30 мин. приводит к падению ударной вязкости с 14 до 11  $\text{кгм/см}^2$ , а при дальнейшем увеличении выдержки — до 7,5  $\text{кгм/см}^2$ . В случае же обычной закалки выдержка при 550° в течение 30 мин. вызывает падение ударной вязкости почти сразу до минимального значения — 2,5  $\text{кгм/см}^2$ .

Таким образом, можно констатировать, что тормозящее действие термомеханической обработки на развитие отпускной обратимой хрупкости наблюдается не только при непосредственном отпуске закаленной стали, но и после предварительного высокого отпуска.

Естественно, возникает вопрос о причинах задерживающего действия термомеханической обработки на развитие отпускной хрупкости. Как уже отмечалось выше, можно думать, что дело заключается в вытянутости зерен аустенита: прокатка вытягивает зерна аустенита и они приобретают веретенообразную форму. Последующая немедленная закалка фиксирует эту форму зерен, а отпуск на обратимую хрупкость при испытаниях на ударную вязкость должен приводить к появлению межкристаллического излома. Однако при закалке после прокатки характер разрушения может оказаться несколько иным, чем при обычной закалке. Путь трещины при межкристаллическом разрушении образца, закаленного после прокатки, будет более длинным и крайне запутанным. Разрушение такого образца будет сопровождаться значительной пластической деформацией и, следовательно, повышенной ударной вязкостью.

С этой точки зрения, при такой термомеханической обработке, повидимому, увеличение степени пластической деформации должно приводить к усилению ее положительного влияния на ослабление отпускной хрупкости. В связи с этим и были предприняты описываемые ниже опыты по выяснению влияния степени деформации.



### 3. Влияние степени пластической деформации на результаты термомеханической обработки стали

Опыты по выяснению влияния степени деформации проводились в основном на двух сталях 30ХГСА (0,32% С; 0,95% Мп; 1,1% Si; 1,0% Cr; 0,034% Р; 0,025% S) и 37ХН3А (см. табл. 1).

Из этих сталей были изготовлены три группы образцов, прокатка которых через один и тот же ручей обеспечивала получение обжатия 10, 20 и 30%. Кроме того, имелась группа контрольных образцов сечением  $8,4 \times 8,4$  мм, что соответствовало размеру ручья в валках, через который производилась прокатка. Все образцы нагревались с печью до  $1150^\circ$ , затем подстуживались также с печью до  $900^\circ$ , после чего прокатывались через один ручей с немедленной закалкой в масле. Контрольные образцы также нагревались на  $1150^\circ$  и после подстуживания до  $900^\circ$  закалывались в масле. Отпуск производился при  $400$  и  $550^\circ$  — для стали 30ХГСА и при  $350$  и  $550^\circ$  — для стали 37ХН3А с выдержкой 1 час и охлаждением в воде. Три дополнительных образца после отпуска на  $650^\circ$  охлаждались с печью. На фиг. 9 и 10 представлен вид изломов и результаты испытаний сталей на ударную вязкость.

Из фиг. 9 видно, что термомеханическая обработка значительно ослабляет необратимую отпускную хрупкость. Увеличение же степени деформации перед закалкой сверх 10–20% почти не отражается на результатах испытаний. Аналогичные результаты получены и при отпуске на обратимую хрупкость (см. фиг. 10). Увеличение степени деформации выше 20% также не повышает ударной вязкости; дальнейшее увеличение обжатия оказывается бесполезным или сопровождается даже некоторым уменьшением ударной вязкости.

Приведенные данные о влиянии степени деформации на ударную вязкость стали позволяют заключить, что сделанное выше предположение о решающей роли вытянутости зерен, повидимому, неверно. Это следует уже из того, что положительное влияние термомеханической обработки на ударную вязкость стали отчетливо наблюдается при 10-процентном обжатии, когда вытянутость зерен крайне незначительна. Кроме того, увеличение степени деформации сверх 20% (а в отдельных случаях сверх 10%) практически не изменяет результатов термомеханической обработки.

Частичное ухудшение ударной вязкости при прокатке с обжатием в 30% можно предположительно объяснить возможностью некоторого развития процесса рекристаллизации аустенита при сильной пластической деформации.

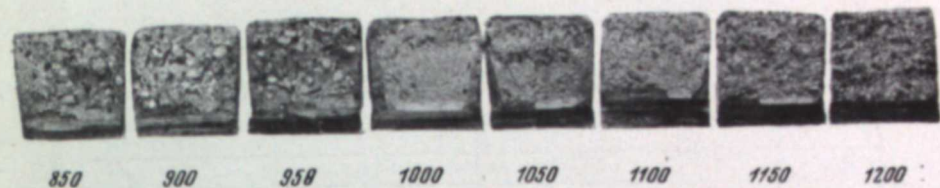
### 4. Влияние температуры деформации на результаты термомеханической обработки стали

Влияние температуры деформации на эффект термомеханической обработки изучалось на нескольких конструктивных легированных сталях, химический состав которых приведен в табл. 2.

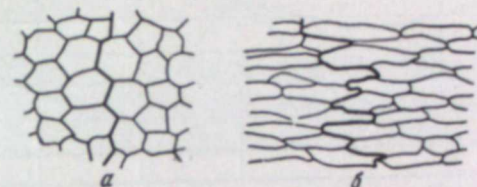
Образцы указанных сталей нагревались до  $1100$  или  $1200^\circ$ , выдерживались при этих температурах 30–40 мин., затем подстуживались до различных температур, при которых подвергались термомеханической обработке.

После термомеханической обработки образцы отпускались в зоне температур развития необратимой или обратимой отпускной хрупкости.

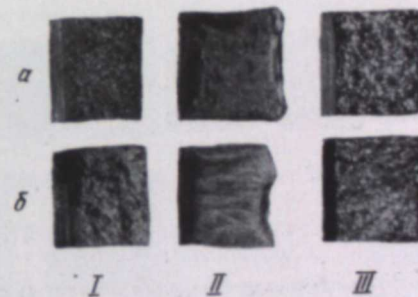
Результаты испытания стали 40ХЗН4 представлены характерным графиком на фиг. 11. Из приведенного графика ясно видно, что эффект термомеханической обработки определяется температурой деформации: с повышением температуры деформации от  $600$  до  $900^\circ$  эффект возрастает,



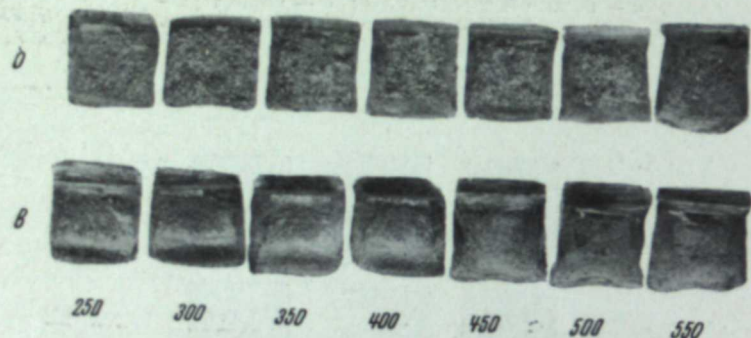
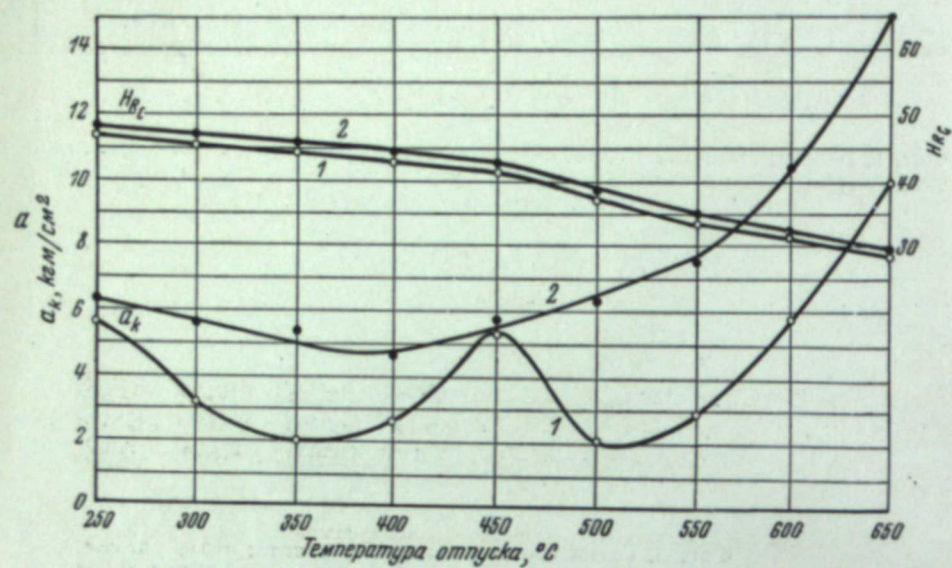
Фиг. 1. Изломы стали 37ХН3А после двойной закалки: первая закалка — от температуры  $1250^\circ$ ; вторая закалка — от указанных температур. Отпуск  $350^\circ$  с выдержкой 1 час и охлаждением в воде.  $\times 1,5$ .



Фиг. 2. Схема состояния зерна аустенита: а — после обычной закалки; б — после термомеханической обработки.

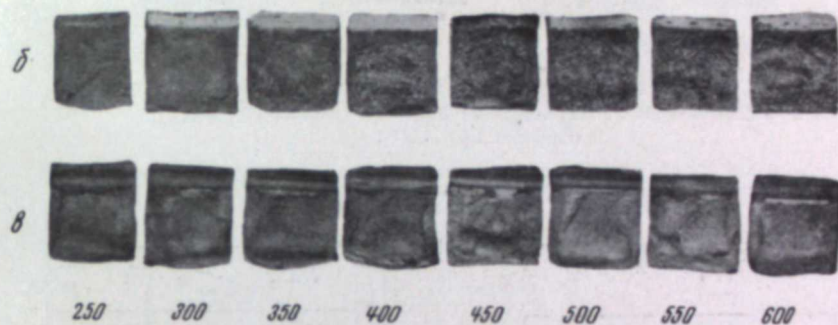
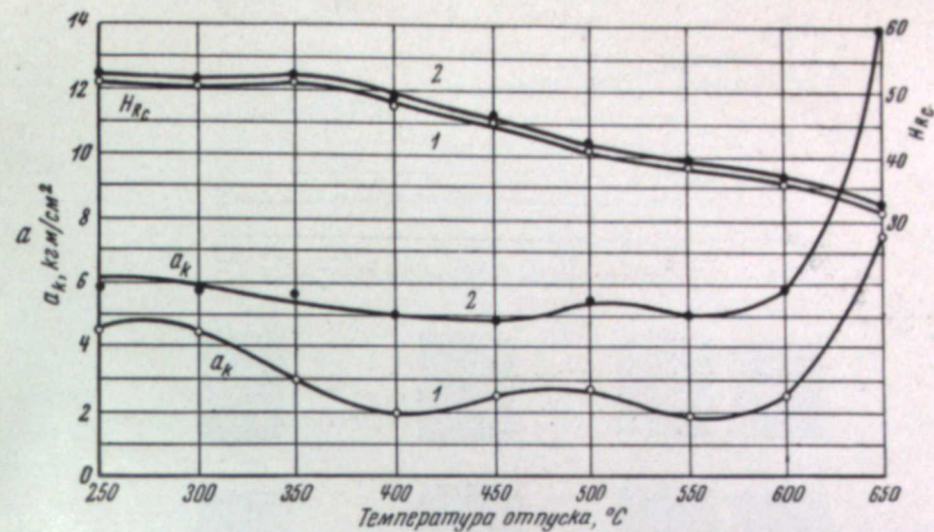


Фиг. 3. Вид изломов сталей после I, II и III вариантов обработки. 1,5: а — сталь 35ХГСА.; б — сталь 37ХН3А.



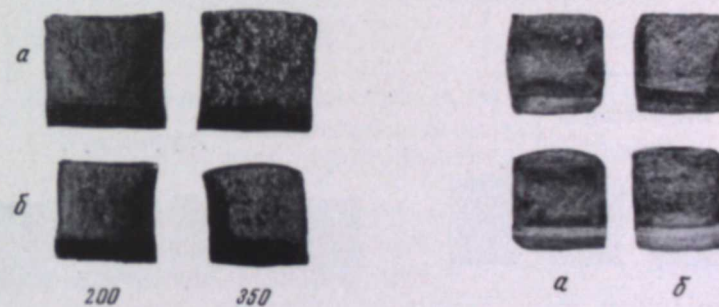
Фиг. 4. Ударная вязкость, твердость и вид изломов стали 37ХНЗА в зависимости от обработки:

а — твердость и ударная вязкость после обычной закалки (кривые 1) и после термомеханической обработки (кривые 2); б — изломы после обычной закалки.  $\times 1,5$ ; в — изломы после термомеханической обработки.  $\times 1,5$ .



Фиг. 5. Ударная вязкость, твердость и вид изломов стали 35ХГСА в зависимости от обработки:

а — твердость и ударная вязкость после обычной закалки (кривые 1) и после термомеханической обработки (кривые 2); б — изломы после обычной закалки.  $\times 1,5$ ; в — изломы после термомеханической обработки.  $\times 1,5$ .

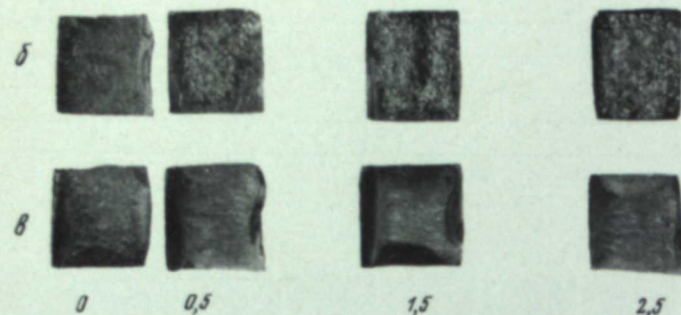


Фиг. 6. Изломы стали 37ХНЗА.  $\times 1,5$ :

а — после обычной закалки от 1250° и отпуска на указанные температуры; б — после термомеханической обработки: нагрев до 1250°, подстуживание до 900°, прокатка, закалка и отпуск.

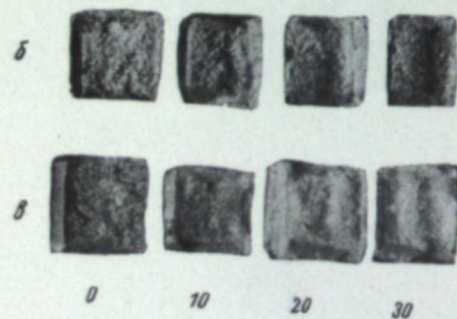
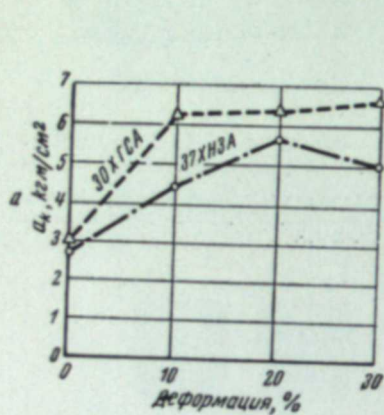
Фиг. 7. Изломы стали 37ХНЗА после термомеханической обработки при 900° (с подстуживанием от 1250°). Отпуск на 350° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде.  $\times 1,5$ :

а — без выдержки перед закалкой; б — с выдержкой перед закалкой в течение 20 сек.

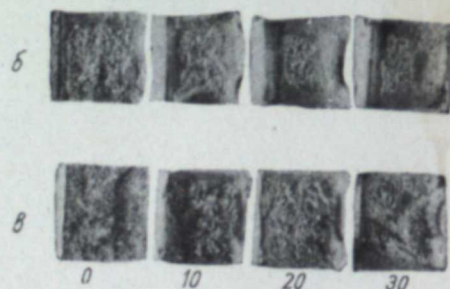
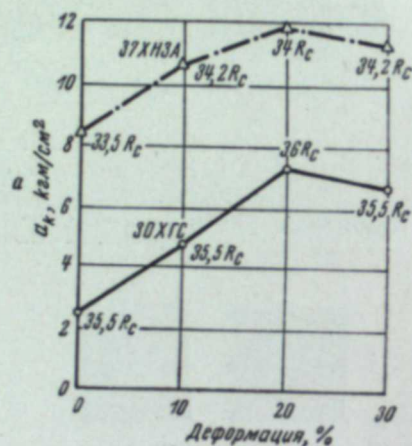


Фиг. 8. Ударная вязкость и вид изломов стали 35XГСА в зависимости от продолжительности дополнительного отпуска при 550°:

а — после обычной закалки в масле (кривая 1) и после термомеханической обработки (кривая 2); б — изломы после обычной закалки.  $\times 1,5$ ; а — изломы после термомеханической обработки.  $\times 1,5$ .



Фиг. 9. Ударная вязкость (а) и изломы сталей 37XН3А (б) и 30XГСА (в) после термомеханической обработки при 900° (с подстуживанием от 1150°) и отпуска на 350° для стали 37XН3А и на 400° для стали 30XГСА в зависимости от степени деформации.



Фиг. 10. Ударная вязкость, твердость (а) и изломы сталей 37XН3А (б) и 30XГСА (в) после термомеханической обработки при 900° (с подстуживанием от 1150°) и отпуска на 550° в зависимости от степени деформации.

Таблица 2

Химический состав (в %) исследованных сталей

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	P	S
37XН3А	0,36	0,40	0,25	1,73	4,26	—	—	0,0380	0,031
40XН6	0,40	0,32	0,16	1,70	5,79	—	—	0,0078	—
36XН4Ю	0,35	0,39	0,43	1,55	4,10	—	0,92	0,0610	0,034
40XЗН4	0,34	0,27	0,21	3,23	4,54	—	—	—	—
36XЗН4С	0,34	0,47	0,32	3,10	4,42	—	—	—	—
40XНМ	0,38	0,63	0,26	0,75	1,55	0,2	—	—	—
35XГСА	0,37	1,02	1,30	1,33	—	—	—	0,0280	0,026

достигая максимума при 900—1000°, а при температурах выше 900—1000° эффект термомеханической обработки снова уменьшается.

Аналогичные результаты получены для всех остальных исследованных сталей. Таким образом, из опытов следует, что существует оптимальный



Фиг. 11. Ударная вязкость стали 40XЗН4 в зависимости от температуры прокатки при термомеханической обработке (с подстуживанием от 1200°) после отпуска на 650° с выдержкой 1 час и медленным охлаждением.

интервал температур, в котором наблюдается максимальное проявление эффекта термомеханической обработки. Этот интервал для всех исследованных сталей равен 900—1000°.

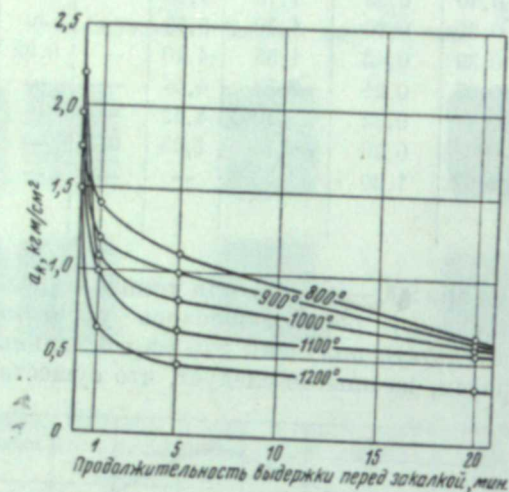
### 5. Влияние продолжительности выдержки перед закалкой наклепанного аустенита на результаты термомеханической обработки

Одним из основных условий, определяющих эффективность влияния термомеханической обработки, является подавление процессов рекристаллизации деформированного в горячем состоянии аустенита перед закалкой. Поэтому было интересно исследовать изменения эффекта термомеханической обработки в зависимости от продолжительности выдержки после деформации при различных температурах.

С этой целью исследование проводилось на двух сталях: 36XЗН4С и 40XН6 (см. табл. 2). Образцы этих сталей нагревались до температуры 1200° и подвергались термомеханической обработке при 1200, 1100, 1000, 900 и 800° (с подстуживанием от 1200°). При каждой температуре деформации по три образца закачивались прямо из валков и по три образца стали (каждой марки) — после выдержки при указанных температурах в течение 1, 5 и 20 мин.

После такой обработки все образцы отпускались в интервале развития обратимой отпускной хрупкости: сталь 36ХЗН4С — при 650° с выдержкой 1 час и последующим медленным охлаждением, а сталь 40ХН6 — при 500° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде.

На фиг. 12 представлены результаты испытаний стали 40ХН6. Эффект термомеханической обработки уменьшается по мере развития процессов рекристаллизации, причем, чем выше температура деформации, тем быст-



Фиг. 12. Ударная вязкость стали 40ХН6 после термомеханической обработки при указанных температурах (с подстуживанием от 1200°) в зависимости от продолжительности выдержки перед закалкой. Отпуск — на 500°; выдержка — 1 час; охлаждение в воде.

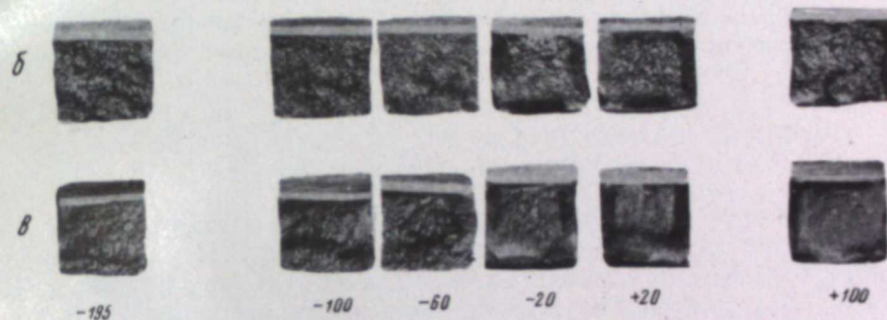
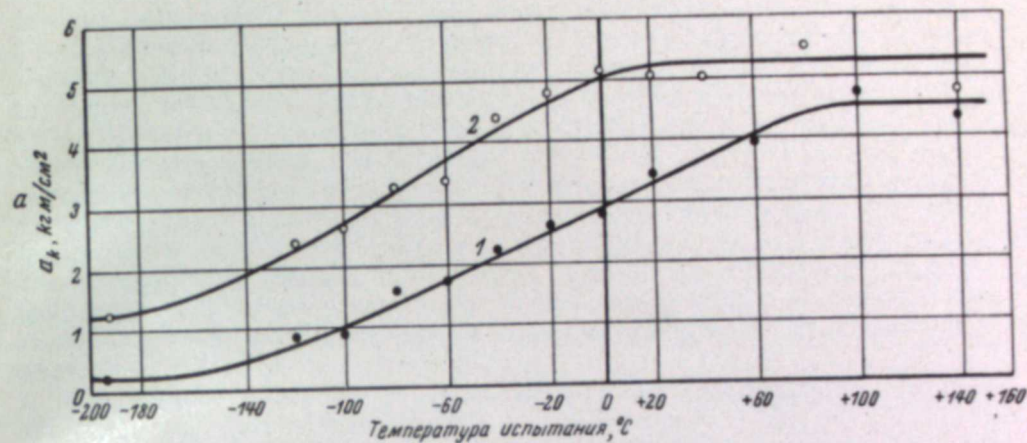
рее протекают процессы рекристаллизации и тем в большей степени ослабевает эффект термомеханической обработки. Аналогичные результаты получены для стали 36ХЗН4С.

Таким образом эффективность влияния термомеханической обработки на ударную вязкость стали зависит от степени ее рекристаллизации после завершения пластической деформации аустенита. По мере развития процессов рекристаллизации эффект термомеханической обработки непрерывно уменьшается.

### 6. Влияние термомеханической обработки на температуру перехода стали к хрупкому разрушению

Все проведенные опыты по выяснению влияния термомеханической обработки на отпускную хрупкость ограничивались подтверждением факта повышения ударной вязкости, определяемой при комнатной температуре. Так как проявление необратимой и обратимой отпускной хрупкости связано с повышением температуры перехода к хрупкому разрушению (переход наблюдается при комнатной температуре или выше ее), то необходимо было исследовать влияние термомеханической обработки на порог хладноломкости, дающий более развернутую характеристику склонности материала к хрупкому разрушению.

Такие испытания были проведены на промышленных сталях 35ХГСА, 37ХНЗА и 40ХНМ (см. табл. 2). Образцы этих сталей нагревались до 1100—1200°, подстуживались до 900° и подвергались закалке. Одна по-



Фиг. 13. Ударная вязкость и вид изломов стали 40ХНМ в зависимости от температуры испытания. Отпуск — на 350°; выдержка — 1 час; охлаждение в воде: а — ударная вязкость после обычной закалки (кривая 1) и после термомеханической обработки (кривая 2); б — изломы после обычной закалки; в — изломы после термомеханической обработки.

половина образцов закаливалась обычно, другая — подвергалась термомеханической обработке.

Образцы стали 40ХНМ отпускались в интервале развития необратимой отпускной хрупкости при 350°, а образцы остальных сталей обрабатывались в интервале развития обратимой отпускной хрупкости при 650°, с последующим медленным охлаждением.

На фиг. 13 представлены результаты испытаний стали 40ХНМ, которые показывают, что термомеханическая обработка приводит к заметному смещению температуры перехода к хрупкому разрушению в сторону низких температур. Наряду с этим совершенно необходимо отметить общее повышение величины ударной вязкости при всех температурах испытания. При внимательном изучении изломов можно сделать заключение о том, что первые следы хрупкого разрушения стали после обычной закалки наблюдаются при +100°, а стали после термомеханической обработки — при 0°. На кривых хладноломкости этим же температурам соответствует начало понижения ударной вязкости. Если температуру испытания, при которой появляются первые следы хрупкого разрушения, условно принять за температуру перехода стали к хрупкому разрушению, то можно считать, что для данной стали эта температура в результате применения термомеханической обработки понижается на 100°.

Аналогичное смещение порога хладноломкости наблюдается и у других исследованных сталей.

Таким образом, установлено, что в результате применения термомеханической обработки температурный запас вязкости исследованных конструктивных легированных сталей значительно повышается.

#### ОПЫТЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ В ПОЛУПРОИЗВОДСТВЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Если влияние термомеханической обработки на отпускную хрупкость стали объясняется действительно вытянутостью зерен аустенита, то следует ожидать, что при испытаниях поперечных образцов не должно наблюдаться никакого улучшения ударной вязкости.

С целью проверки этого предположения и были проведены описываемые ниже опыты по закалке стали 35ХГСА в полупроизводственных условиях.

Четыре заготовки стали 35ХГСА (марочный состав стали—0,34% С; 1,2% Cr; 1,0% Mn; 1,2% Si; 0,031% P) сечением 43 см<sup>2</sup> были нагреты в методической печи до 1250° (выдержка 1,5 часа) и обработаны по следующим вариантам:

*I* — подстуживание на воздухе до 1000—950°, прокатка и немедленная закалка в воде;

*II* — подстуживание на воздухе до 1000—950°, прокатка, выдержка на воздухе в течение 1 мин. и закалка в воде;

*III* — подстуживание на воздухе до 1000—900°, прокатка и охлаждение на воздухе.

Прокатка производилась на стане 450 за один проход. При выходе из валков заготовки имели ромбическое сечение с площадью 32,5 см<sup>2</sup> (обжатие составляло 25%).

В *I* варианте немедленная закалка применялась с целью подавить возможную рекристаллизацию аустенита. Во *II* варианте, напротив, заготовка выдерживалась перед закалкой в течение одной минуты на воздухе, чтобы могла пройти вызванная пластической деформацией рекристаллизация, и, таким образом, сталь закаливалась уже в рекристаллизованном

состоянии. Заготовки, обработанные по III варианту, предназначались для изготовления контрольных образцов<sup>1</sup>.

От всех заготовок отрезались поперечные темплеты, проверка твердости которых по сечению показала, что в I и II вариантах имела место сквозная закалка ( $R_c$  50—52). Затем при помощи наждачного кружка из темплетов вырезались поперечные образцы для испытаний на ударную вязкость.



Фиг. 14. Ударная вязкость отпущенных поперечных образцов стали 35ХГСА:

I — после прокатки и закалки; II — после прокатки, подстуживания в течение 1 мин. и закалки; III — после контрольной закалки от 900°.

При помощи шлифовки образцы доводились до стандартного размера—10×10×60 мм.

На рис. 14 представлены результаты испытаний образцов после отпуска на 550° с выдержкой 1,5 часа и охлаждением в воде. Эти данные подтверждают, что термомеханическая обработка оказывает благоприятное влияние и на ударную вязкость образцов, вырезанных поперек прокатки. Ударная вязкость образцов закаленных непосредственно после выхода из ручья прокатного стана, составляет 8,3 кгм/см<sup>2</sup>, тогда как ударная вязкость контрольных образцов, подвергавшихся нормальной закалке от 900°, равна всего 5,6 кгм/см<sup>2</sup>, а образцов, в которых после прокатки прошла рекристаллизация аустенита (II вариант), — 2,9 кгм/см<sup>2</sup>.

Из этих испытаний следует, что вытянутость зерен аустенита не является решающим фактором при действии термомеханической обработки на отпускную хрупкость.

Необходимо заметить, что в проведенных опытах закалка заготовки осуществлялась без каких-либо специальных приспособлений — путем переброски вручную в расположенную в нескольких метрах от стана колоду с водой. В этих условиях, несомненно, не исключалось некоторое развитие процесса рекристаллизации аустенита даже в I варианте; поэтому действие термомеханической обработки проявлялось, вероятно, не в полной мере. При возможном повторении подобных экспериментов необходимо предусмотреть закалочное устройство, обеспечивающее охлаждение заготовки между окончанием деформации и моментом закалки в минимальный промежуток времени.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

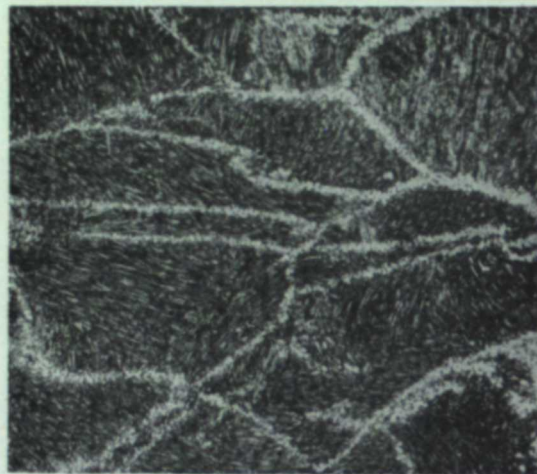
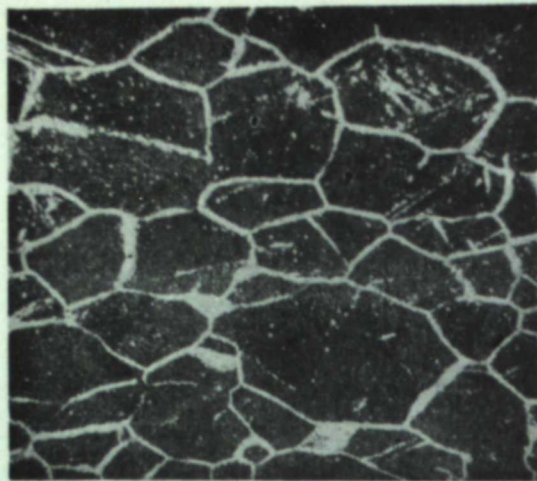
Задачей описываемых ниже наблюдений над микроструктурой стали являлось выяснить фактическую форму зерен аустенита, подвергнутого пластической деформации перед закалкой. Для выявления на микрошлифе закаленной стали величины и формы зерна аустенита, существовавшего перед моментом закалки, был применен особый прием, заключающийся в следующем. Если закаленную конструкционную сталь подвергнуть быстрому нагреву на температуру, немного превышающую критическую точку  $A_{c1}$ , то аустенит сначала образуется по границам бывшего зерна (первой закалки); при последующем быстром охлаждении эти аустенитные участки превращаются в мартенсит и на микрошлифе границы старого зерна очерчиваются характерной светлой сеткой [3].

<sup>1</sup> В выполнении экспериментальной работы этой части исследования принимал участие инженер Л. С. Кантор.



Фиг. 15. Микроструктура средней части клиновидного образца стали 35ХГСА после термомеханической обработки при 900° (с подстуживанием от 1250°) и градиентного электронного нагрева со скоростью 100—200°/сек.:

а — степень обжатия 10%; б — то же 20%; в — то же 30%.



Фиг. 16. Микроструктура средней части клиновидного образца стали 35ХГСА после термомеханической обработки с обжатием 30%:  
а — увелич. 60; б — увелич. 450; в — увелич. 675.

Наиболее просто выявление границ зерна аустенита осуществляется следующим образом. Из исследуемой стали, для которой требуется выявить величину и форму зерна (в закаленном состоянии), изготавливается образец длиной 60 мм, имеющий переменное по длине сечение, т. е. образец, сошлифованный на конус. Степень конусности не должна быть очень большой. Достаточно, например, чтобы образец сечением  $10 \times 10$  мм имел на другом, узком, конце сечение  $10 \times 8$  мм.

Такой клиновидный образец нагревается пропусканием электрического тока от мощного понижающего трансформатора и закаливается в воде или в масле. Скорость нагрева в описываемых ниже опытах составляла  $100-200^\circ/\text{сек}$ . Благодаря неодинаковому сечению по длине образца, последний нагревается неравномерно: тонкая часть образца нагревается до  $1000-1200^\circ$ , тогда как утолщенная часть остается почти не нагретой. Естественно, что где-то в средней части образца создаются температуры, соответствующие переходу через критическую точку  $A_{c1}$ . Именно в этой части образца прекрасно выявляются границы бывшего зерна аустенита в виде светлой сетки «нового» мартенсита, полученного в тех участках, где локализовалось зарождение участков аустенита при нагреве.

При помощи такой сетки и выявились изменения, происходящие в зернах аустенита при закалке после прокатки.

С этой целью из стали 35ХГСА, закаленной после обжатия в валках (степень деформации 10, 20 и 30%), были изготовлены клиновидные образцы. Последующий нагрев пропусканием электрического тока (примерно до  $1000^\circ$  в тонкой части образца) и закалка привели к образованию в средней части образцов по границам бывшего зерна аустенита светлотравящейся сетки мартенсита.

На фиг. 15 приведены соответствующие микрофотографии для образцов с обжатием 10, 20 и 30%, а на фиг. 16 — микрофотографии для образца с обжатием 30%, но при различном увеличении.

Светлая сетка мартенсита достаточно хорошо выявляет изменение формы зерна при увеличении степени деформации: при 10-процентном обжатии изменение формы зерен почти не наблюдается, при 20- и 30-процентном обжатии наблюдается уже некоторая вытянутость зерен.

Кроме того, сетка мартенсита выявляет некоторые подробности характера деформации аустенита при прокатке. В случае 10-процентного обжатия сетка образуется только по границам зерна аустенита, при обжатии 20 и 30% светлые участки нового мартенсита располагаются также вдоль некоторых прямых линий, отмечая, очевидно, места локализации процесса скольжения. Нельзя не обратить внимания на то интересное обстоятельство, что местами преимущественного зарождения аустенитных участков при нагреве являются не только границы бывших аустенитных зерен, но и линии скольжения внутри зерен. Эти линии скольжения образовались в аустенитном состоянии, затем происходило превращение аустенита в мартенсит, и все же связанные со сдвигами искажения кристаллической решетки сохранили значение стимулятора процесса образования аустенита при нагреве.

Интересно, что деформация в 20% (см. фиг. 15, б) приводит, по видимому, лишь к началу образования сдвигов в некоторых зернах — в первую очередь, у границ зерна. При 30-процентном обжатии скольжение охватывает уже многие зерна, и сдвиг происходит от одной границы зерна до другой, как бы разделяя зерна (см. фиг. 16, в). При малых обжатиях деформация, по видимому, локализуется на границах зерна и следов скольжения еще нет. Увеличение степени деформации приводит к зарождению сдвигов; скольжение, однако, только начинается — сдвиг не распространяется через все зерно. И только при 30-процентном обжатии

наблюдается значительное развитие сдвиговой деформации — пачки скольжения заполняют зерна аустенита.

Приведенные микрофотографии (фиг. 15—16) подтверждают, между прочим, и следующее важное обстоятельство. В тех условиях термомеханической обработки, которые приводятся в настоящей работе, исключалось протекание процесса рекристаллизации аустенита (кроме оговоренных выше отдельных случаев).

Следует еще раз указать, что метод термомеханической обработки, обеспечивающий ослабление отпускной хрупкости, не сводится просто к совмещению закалки с прокаткой или другим видом горячей пластической обработки. Главную особенность этого метода составляет закалка наклепанного и нерекристаллизованного аустенита. Малейший разрыв во времени между окончанием пластической деформации и закалкой может повести к рекристаллизации аустенита, которая полностью уничтожит эффект термомеханической обработки.

#### НЕКОТОРЫЕ ВОЗМОЖНЫЕ ОБЪЯСНЕНИЯ ДЕЙСТВИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ СТАЛИ К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

В настоящее время, повидимому, еще не представляется возможным дать экспериментально обоснованное объяснение описанного выше эффекта термомеханической обработки в отношении склонности стали к отпускной хрупкости. Эта сторона вопроса требует дальнейшего изучения. Пока можно высказать лишь некоторые предположения.

1. Самое элементарное объяснение данного вопроса, связывающее эффект термомеханической обработки с вытянутостью зерен аустенита, как уже отмечалось, не подтверждается опытом, хотя некоторое значение этого обстоятельства, возможно, и не исключается.

2. Несколько ранее В. И. Архаровым была предложена теория, связывающая обратимую отпускную хрупкость с обогащением границ зерна аустенита некоторыми (горофильными) примесями, благодаря чему пограничные зоны кристаллов после закалки представляют собой резкопересыщенные участки твердого раствора, в которых при отпуске возможно выделение фаз, обуславливающих хрупкость стали [4].

Согласно этой точке зрения можно предположить, что при пластической деформации перед закалкой пограничные зоны зерен аустенита разрываются, нарушается непрерывность обогащенного примесями слоя и, соответственно, ослабляется эффект выделения этих примесей при отпуске.

Однако это объяснение тоже не свободно от возражений. Прежде всего, термомеханическая обработка подавляет оба вида хрупкости — обратимую и необратимую, что заставляет предположить одновременное наличие, по крайней мере, двух видов горофильных примесей, вызывающих два рода хрупкости.

Такое предположение нельзя считать невероятным, так как и необратимая хрупкость характеризуется появлением межкристаллического излома. Однако, как было показано выше, эффект термомеханической обработки сохраняется только при условии, что деформированный аустенит не претерпевает рекристаллизации и почти мгновенно исчезает, если перед закалкой дается задержка порядка нескольких десятков секунд, и аустенит претерпевает рекристаллизацию. Трудно представить возможность почти мгновенного перераспределения горофильных примесей в процессе такой рекристаллизации. Примеси должны при этом «покинуть» границы старого зерна и «перекочевать» на границы нового рекристаллизованного зерна. Это перераспределение опять-таки должно иметь место, по край-

ней мере, для двух типов примесей. Еще более важно, что, как показывает опыт (см. фиг. 11), эффект термомеханической обработки ослабевает при понижении температуры деформации до 700—600°.

В некотором противоречии с предположением о разрыве обогащенных горофильными примесями пограничных прослоек находится и установленное в настоящей работе отсутствие влияния увеличения степени деформации сверх 10—20%.

Если предположить, что обратимая хрупкость вызывается выделением по границам зерна некоторой фазы, находящейся при температурах высокого отпуска (650—700°) в твердом растворе и выделяющейся при медленном охлаждении или при дополнительном отпуске, то можно предположить, что пластическая деформация аустенита приводит к выделению этой фазы еще в аустенитном состоянии и за счет этого устраняется возможность развития процесса при субкритических температурах.

Такое предположение могло бы быть проверено опытами с пластической деформацией переохлажденного аустенита при все понижающихся, вплоть до комнатной, температурах.

Однако еще более резким возражением является напоминание о том, что термомеханическая обработка парализует оба вида хрупкости и крайне невероятно предположение, что оба вида хрупкости вызываются одной причиной. Одновременное действие термомеханической обработки на обратимую и необратимую хрупкость может указывать, может быть, лишь на одинаковый механизм их возникновения. В связи с этим крайне невероятно, чтобы пластическая деформация стали в аустенитном состоянии приводила к выделению из твердого раствора двух фаз, вызывающих оба вида хрупкости, тем более, что имеются серьезные основания связывать необратимую хрупкость с процессом карбидообразования при отпуске.

3. Наиболее вероятным предположением о природе эффекта термомеханической обработки является следующее. Пластическая деформация при высоких температурах и при небольших степенях обжатия локализуется на границах зерна аустенита, и связанные с этим искажения кристаллической решетки пограничных зон приводят к изменению характера выделения вызывающих хрупкость фаз при отпуске.

Повидимому, при этом изменяется и кинетика процесса выделения, но важнее, вероятно, изменение распределения выделяющейся фазы, своей для каждого вида хрупкости. Вместо, например, непрерывной сетки фосфидов для обратимой хрупкости или карбидов для необратимой хрупкости получается разорванная сетка или цепочка изолированных включений, вредное влияние которых в связи с этим ослабляется. Конечно, и это объяснение недостаточно обоснованно. Вопрос о природе эффекта термомеханической обработки требует специального изучения.

#### ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ПРОБЛЕМА БУЛАТА

Булат, или дамасская сталь, уже более ста лет привлекает внимание исследователей. Известно, что замечательные для своего времени качества булатных клинков заставляли многих предпринимать попытки разгадать тайну их изготовления. Известно также, что впервые это удалось выдающемуся русскому инженеру и исследователю П. П. Аносову в работах, проведенных в 30-х годах прошлого века на Златоустовском заводе и опубликованных в 1841 г. в Горном журнале [5]. Несомненно, П. П. Аносову удалось изготовить булатные клинки, не уступающие по качеству легендарным восточным булатам. Однако в работах Аносова нельзя найти объяснения ни происхождению характерного для булата узора (хотя Аносов впервые ясно указал на связь этого узора с внутрен-



ним строением — структурой стали), ни исключительным свойствам булатных клинков, заключавшихся в сочетании высокой твердости и упругости с вязкостью.

Совершенно ясное объяснение свойственному булату узора было дано спустя только три четверти века в замечательной работе Н. И. Беляева [6], и нужно сказать, что тайны булатного рисунка не существует. Этот рисунок — следствие резко выраженной дендритной (внутрикристаллической) ликвиации, которая в высокоуглеродистой стали, каковой обычно и является булат, приводит к карбидной неоднородности, т. е. — к резко неравномерному распределению избыточных карбидов в структуре стали, сохраняющихся благодаря низкой температуре закалки. Что касается механических свойств булатной стали, то в этом отношении Н. И. Беляевым была высказана правильная, в общем, мысль, что современные легированные стали не уступают, а превосходят булат по своим качествам, и что проблема булата в целом представляет только исторический интерес.

В этой связи можно также отметить, что в работе Харнекера, опубликованной в 1924 г. [7], дано правильное, на наш взгляд, заключение о взаимосвязи узора и качества булатных клинков. Харнекер считает, что характерный для булата рисунок являлся лишь внешним признаком правильной технологии изготовления клинка: низкотемпературной и интенсивнойковки и низкой закалки. Сохранение рисунка в клинках, изготовленных из углеродистой стали, действительно, возможно только при условии проведенияковки и, особенно, закалки при низких температурах.

Естественно поэтому, что узор является известной гарантией высокого качества холодного оружия. Это создавало булату добрую славу среди потребителей.

Наличие узора свидетельствовало, по существу, о трех условиях, характеризующих высококачественный клинок: высоком содержании углерода, правильной технологииковки и правильной проведенной закалке<sup>1</sup>.

В недавно опубликованной работе И. Н. Богачева [8] также проводится мысль, что с современной точки зрения никакого секрета булата не существует, что булат представляет собой высококачественную тигельную сталь, правильно откованную и подвергнутую правильной термической обработке, в связи с чем заслуга П. П. Аносова заключается в том, что он сумел путем научного экспериментального исследования найти методы выплавки и дальнейшей обработки такой стали, представлявшие для того времени высшее достижение техники.

Поскольку, повидимому, отсутствуют также и какие-либо объективные данные о физических и механических свойствах, доказывающие превосходство булатной стали над современной высококачественной и тем более легированной сталью, можно прийти к заключению, что булат, представлявший действительно чудо техники для своего времени, с современной точки зрения может рассматриваться лишь как хорошая тигельная сталь, правильно откованная и закаленная, и никакой тайны булата не существует.

Изучение булата, казалось бы, представляет только исторический интерес и не может внести ничего принципиально нового в изготовление и обработку стали.

Однако и в настоящее время существует мнение, что булат представляет собой до сих пор непревзойденную по качеству сталь, и, очевидно, современные металлурги и термисты или не знают метода изготовления

<sup>1</sup> Здесь и ниже речь идет, конечно, только о литом булате. Известно, что широкое распространение имел и сварочный булат, который может рассматриваться как своего рода «подделка» литого булата.

и обработки такой стали, или не в состоянии воспроизвести эту технологию в современных условиях.

Аналогичные взгляды высказываются иногда и в литературе. Так, С. В. Бельинский [9] приводит высказывание Д. К. Чернова, что самая лучшая сталь, какую когда-либо где-либо делали, — есть, без сомнения, булат [10]. С. В. Бельинский указывает, что секрет булата заключается не только в чистоте исходной (литой) стали, не только в методахковки, но и в особых методах термической обработки. Эти методы, по его мнению, были открыты Д. К. Черновым и представляют собой ступенчатую изотермическую закалку с дисперсионным твердением.

Нет большой необходимости обсуждать, правильно или нет заключение С. В. Бельинского; мы приводим его лишь для того, чтобы показать, что, очевидно, вопрос о булате остается до сих пор дискуссионным, главным образом из-за отсутствия объективных и точных исследований имеющихся образцов булатного оружия.

В связи с этим, приведенные в настоящей работе данные о влиянии термомеханической обработки на свойства стали дают основание высказать некоторые новые и, как нам кажется, заслуживающие внимания соображения по вопросу о булате. Эти соображения в итоге сводятся к утверждению, что тайна булата действительно существовала и заключается она в совмещенииковки с закалкой.

Известно, что закалка повышает предел упругости стали; вместе с тем максимальная упругость совсем не отвечает максимальной твердости. Закаленная сталь приобретает максимальную упругость только после некоторого не слишком высокого отпуска. Такой «средний» отпуск применяется, например, при изготовлении пружин и рессор.

Закаленная сталь имеет сравнительно низкую упругость. Отпуск на 200° еще не достаточен для повышения упругости; последняя достигает максимальных значений после отпуска в интервале распада остаточного аустенита (250—300° для углеродистой стали; 300—350° для легированных конструкционных сталей). Есть основания считать, что повышение упругости не следует, однако, связывать с распадом остаточного аустенита, поскольку оно наблюдается и при других условиях отпуска (малые выдержки), когда остаточный аустенит еще не распадается [11]. Дело заключается, очевидно, в процессе отпуска мартенсита, определенная стадия которого приводит к получению максимальной упругости.

Применяющийся в практике отпуск пружин и рессор обычно лежит несколько выше интервала максимальной упругости, и это вполне понятно: отпуск на максимальную упругость соответствует зоне развития необратимой хрупкости. Поэтому применяющиеся режимы отпуска для пружин и рессор почти всегда являются известным компромиссом между желанием получить максимальную упругость и требованием сохранить некоторый минимум вязкости.

Идеальным отпуском для пружины или рессоры был бы отпуск в зоне развития необратимой хрупкости, но, конечно, при условии отсутствия последней. Если обратиться к булатным клинкам, то, естественно, требование высокой твердости означает, что отпуск клинка должен быть по возможности низким — максимальная твердость получалась бы при отпуске на 100—150°. Однако при таком отпуске нельзя получить хорошей упругости. Сталь с хорошей упругостью получится лишь при отпуске на 250—300°, но в этом интервале резко снижается вязкость стали вследствие развития необратимой хрупкости. Дальнейшее повышение температуры отпуска может несколько уменьшить хрупкость, но уже за счет некоторого снижения упругости.

Сочетание максимальных твердости, упругости и вязкости могло бы быть получено у стали, не подверженной необратимой отпускной хрупко-

сти. Для этого нужно прибегнуть к термомеханической обработке — способу, подавляющему необратимую хрупкость. Клинок, закаленный с ковочного нагрева, должен обладать указанными свойствами. Указанная закалка должна осуществляться в условиях, исключающих рекристаллизацию деформированного ковкой аустенита, т. е. ковку необходимо заканчивать при низких температурах с немедленной после этого закалкой.

Искусство средневекового кузнеца — мастера изготовления булатных клинков — заключалось, таким образом, в том, чтобы, заканчивая отковку клинка, быстро пройтись молотом по всей длине лезвия, придавая ему окончательную форму, и затем немедленно погрузить его в охлаждающую среду.

Легко понять, что и этим искусством не всякий обладал, да и не каждый знал, что только таким способом можно получить действительно превосходное качество, которое недостижимо путем вторичного нагрева и закалки предварительно откованного клинка.

С другой стороны, древние мастера могли практически нащупать эту «идеальную» технологию закалки — самым естественным решением было использовать для закалки ковочный нагрев [12], хотя, конечно, требовалась исключительная наблюдательность или, вернее, суммирование опыта ряда поколений, чтобы заметить, что успех этой технологии лежит в быстрой и непрерывной деформации вплоть до момента закалки.

Мы, вероятно, никогда не узнаем, кто, когда и где открыл впервые тайну изготовления легендарных по своим качествам клинков. Чтобы доказать, что тайна булата действительно заключалась в совмещенииковки с закалкой, требуется лишь внимательное изучение имеющихся образцов булатного оружия. Если бы удалось показать в них наличие деформированных зерен аустенита (точнее, псевдозерен мартенсита), хотя бы методом, описанным выше, наше предположение стало бы доказанным.

Несомненно, что совмещениековки с закалкой является не единственным условием, определяющим исключительно высокие свойства булатных клинков (если, конечно, эти исключительные свойства действительно имеются). Вероятно, многие умели изготавливать хорошие булатные клинки, но только очень немногие мастера владели тайной изготовления клинков наивысшего качества, и эта тайна, повидимому, заключалась в способе закалки.

Встает вопрос о том, была ли эта сторона технологии изготовления булатных клинков известна П. П. Аносову. В его работе [5, стр. 72] приводится следующее описание закалки: «Булаты не очень твердые закалываются, смотря по роду и назначению изделий, или в масле, или в воде, а самые твердые из них преимущественно в масле. Оружие всякого рода достаточно закалывать в масле, предварительно нагретом почти до точки кипения, ибо дознано из опытов, что в горячем масле закалка бывает тверже; в сем случае сало, имея больше жидкости, и скорее обращаясь около погруженной в него накаливаемой вещи, скорее ее охлаждает. Нагрев откованную вещь докрасна, погружают ее в горячее сало и, дав ей время остыть, вынимают, обтирают и с одной стороны вычищают точильным камнем для удобнейшего наблюдения за цветом отпуска».

Последняя фраза в этом описании, повидимому, достаточно определенно говорит о том, что П. П. Аносов применял вторичный нагрев перед закалкой. Можно предполагать, что П. П. Аносов по тем или иным соображениям не опубликовал известных ему тонкостей технологии закалки, однако это мало вероятно, так как он опубликовал полный журнал своих опытов «по приготовлению литой стали и булатов», в котором приводится состав шихты каждой опытной плавки, ее продолжительность,

все замечания по процессу выплавки, ковке и качеству полученных изделий. Более вероятно предположение, что П. П. Аносов не пользовался совмещениемковки с закалкой и что эта особенность технологии изготовления булатных клинков и для него осталась тайной, если, конечно, такая технология действительно когда-нибудь существовала<sup>1</sup>.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенными испытаниями устанавливается возможность значительного ослабления отпускной хрупкости стали путем применения специальной термомеханической обработки, заключающейся в совмещении горячей механической обработки, например прокатки, с закалкой стали. Основным условием, определяющим эффективность такой обработки, является закалка деформированного в горячем состоянии и нерекристаллизованного аустенита. Такая термомеханическая обработка подавляет развитие как обратимой, так и необратимой отпускной хрупкости. Это позволяет сделать заключение о том, что механизм возникновения указанных двух видов хрупкости, повидимому, одинаков, хотя причины их различны.

Исследование влияния степени деформации аустенита перед закалкой на ослабление отпускной хрупкости показывает, что заметный эффект достигается уже при обжатии (при прокатке) на 10—20%; дальнейшее увеличение степени деформации мало эффективно. Это позволяет отбросить предположение, что эффект термомеханической обработки связан с возникающей при прокатке волокнистостью структуры, тем более что наблюдающееся улучшение ударной вязкости сохраняется и при испытаниях поперечных образцов.

Однако физическая природа эффекта термомеханической обработки остается не выясненной и требует дальнейшего изучения.

Можно считать принципиально установленной возможность изготовления некоторых видов стальных изделий (прутков и листовых сталей, пружин, рессор) с применением термомеханической обработки в целях ослабления явлений отпускной хрупкости. Это означает, что на металлургических заводах можно получать прутковую или листовую сталь в термически обработанном состоянии, причем механические свойства такой стали должны быть выше свойств стали, обрабатываемой по обычной технологии. Это означает также, что при термической обработке некоторых изделий (пружин, рессор) получения наивысших механических свойств следует ожидать при закалке, совмещенной с горячей пластической обработкой.

Практическое использование указанных возможностей требует, конечно, соответствующего оснащения и в каждом отдельном случае может потребовать специальных предварительных исследований. Одна из главных трудностей при осуществлении термомеханической обработки заключается в необходимости закалки почти без всякого разрыва во времени между моментом окончания пластической деформации и охлаждением в закаленной среде, что необходимо для предотвращения развития процесса рекристаллизации аустенита. Вторая трудность заключается в необходимости окончания деформации при относительно невысоких температурах.

<sup>1</sup> В рассказе П. П. Бажова «Коренная тайность» повествуется о том, что секрет булата, открытый работавшими с П. П. Аносовым златоустовскими мастерами и рабочими, оставался секретом для самого П. П. Аносова и был унесен в могилу последним из мастеров, покинувшим завод из-за притеснений начальства.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Д. Садовский, К. А. Малышев и Б. Г. Сазонов. Превращения при нагреве стали. Свердловск, Metallurgizdat, 1954.
2. В. Д. Садовский, С. И. Ивановская и Н. А. Бородиня. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 5. Свердловск, 1945, 3.
3. К. А. Малышев. Рост зерна аустенита в стали. Сб. «Проблемы конструкционной стали». Л., Машгиз, 1949, стр. 42.
4. В. И. Архаров. Тр. ИФМ УФАИ СССР, вып. 8. Свердловск, 1946, 54—72.
5. П. П. Аносов. О булатах. Сб. «Русские ученые металлореды». М., Машгиз, 1951, стр. 38—78.
6. Н. И. Беляев. Журн. Русского металлургического об-ва, ч. I, 1911, № 4, 445—488.
7. К. Нагнескер. Stahl u. Eisen, 1924, № 45, 1409.
8. И. Н. Богачев. П. П. Аносов и секрет булата. Свердловск, Машгиз, 1952.
9. С. В. Бельский. Исследование литой и ковальной стали. Свердловск, Машгиз, 1952.
10. Д. К. Чернов. Сб. «Д. К. Чернов и наука о металлах». М., Metallurgizdat, 1950, стр. 87.
11. В. Я. Зубов и А. М. Полякова. Тр. Уральского политехнического ин-та им. С. М. Кирова, сб. 46. Свердловск, Metallurgizdat, 1954, стр. 50.
12. Д. А. Прокошкин. Тр. Всес. научн. об-ва металлургов, т. I, М., Metallurgizdat, 1954, 76.

Л. В. СМЕРНОВ и В. Д. САДОВСКИЙ

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПЕРЕГРЕВА НА ПРОЯВЛЕНИЕ  
ОТПУСКНОЙ ОБРАТИМОЙ ХРУПКОСТИ

Обратимая отпускная хрупкость проявляется в понижении ударной вязкости конструкционной стали, наблюдающейся после закалки и отпуска в интервале 500—575° или после отпуска на 650—700° с последующим медленным охлаждением, а также при дополнительном отпуске в интервале 450—575° стали, предварительно отпущенной на более высокие температуры с быстрым охлаждением после отпуска.

Изучению обратимой отпускной хрупкости, ввиду большой практической важности этого явления, посвящены многочисленные исследования.

В настоящее время сравнительно хорошо выявлено влияние химического состава стали, условий термической обработки и других факторов на проявление этого вида хрупкости.

Слабо изученными, однако, остались вопросы о влиянии предварительного перегрева стали на проявление отпускной обратимой хрупкости при последующей закалке от нормальной температуры. Имеющиеся в литературе данные касаются главным образом предварительной гомогенизации.

Постановка исследований в этом направлении особенно интересна в связи с новой схемой перекристаллизации, выдвинутой в последнее время [1—3]. Согласно новой теории [2, стр. 78], «процесс перекристаллизации при нагреве стали представляет собой сложное явление, включающее фазовые превращения (изменение химической структуры по Чернову), рекристаллизацию (т. е. изменение физической структуры по Чернову), и рост зерна. Образующийся при нагреве выше критических точек аустенит обладает искаженной кристаллической решеткой в связи с внутренним наклепом, обусловленным объемными изменениями, сопровождающимися его образованием. Этот внутренний наклеп приводит к рекристаллизации аустенита, за которой следует обычный рост зерна (собирательная рекристаллизация)».

Отпускная хрупкость — явление, тесно связанное с кристаллическим строением стали: развитие хрупкости, как известно, приводит к появлению хрупкого межкристаллического излома. Трещина излома проходит по границам зерна исходного аустенита [4—6]. Поэтому процесс перекристаллизации, отдельные его этапы должны вполне определенно отразиться на проявлении отпускной обратимой хрупкости: в виде излома, ударной вязкости и т. п.

В нашем исследовании ставилась цель — выявить влияние внутризеренной текстуры (возникшей в результате перегрева) и ее устранения в результате рекристаллизации аустенита (обусловленной внутренним наклепом) на проявление отпускной обратимой хрупкости.

Сложность процесса перекристаллизации можно четко проследить при нагреве клиновидного образца электрическим током:

Испытаниям на ударную вязкость была подвергнута сталь 37ХН3А следующего химического состава: 0,37% С; 1,26% Cr; 3,5% Ni; 0,35% Mn; 0,31% Si; 0,018% P; 0,021% S. Образец стали предварительно перегревался на 1300° и закаливался в масле. Затем из него путем шлифовки изготовлялся клиновидный образец.

Последующий нагрев такого образца осуществлялся на установке для контактного электронагрева (конструкции Н. М. Родигина). Понятно, что пропускание электрического тока через клиновидный образец обеспечивает последнему градиентный нагрев: в тонкой части достигаются температуры, значительно превышающие критические точки  $A_{c1}-A_{c3}$ ; с противоположной стороны превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$  вообще не имеет места.

В нашем опыте время нагрева образца — 5 сек.; температура нагрева тонкой части — 1350°. По достижении этой температуры образец был закален в воде.

На фиг. 1 представлены макрошлиф и результаты измерения твердости вдоль образца. Характер изменения твердости показывает, что в правой части образца действительно наблюдается переход  $\alpha \rightarrow \gamma$  с последующей закалкой (точки 6—12, где твердость 52—49 единиц  $R_c$ ), а в левой — происходит лишь отпуск (точки 1—5, 38—41  $R_c$ ).

Рассмотрение макрошлифа, однако, раскрывает очень интересную и несколько необычную картину. На фигуре хорошо видно, что переход стали через критические точки  $A_{c1}-A_{c3}$  (т. е. перекристаллизация по нашим обычным представлениям) не вызывает изменения в кристаллическом строении (точки 6—10) — по зерну на макрошлифе не отмечается фазового перехода.

Изменение кристаллического строения стали, отчетливо видимое на макрошлифе (точки 11—12), наступает лишь при более высоких температурах, значительно превышающих критическую точку  $A_{c3}$ . Создается впечатление, что только при этих температурах наступает подлинная перекристаллизация стали, сопровождаемая разрушением крупнозернистого строения и образованием мелкого зерна.

Изменение микроструктуры в различных местах этого образца представлено на фиг. 2. В левой части образца у точки 2 фиг. 1 имеет место отпуск мартенсита исходной закалки. Далее, по мере увеличения температуры у точки 5, фиг. 2, б, осуществляется переход через критическую точку  $A_1$ , сопровождающийся образованием тонкой сетки аустенита (после закалки мартенсита) по границам зерна исходного перегрева.

Микроструктура соседних участков, соответствующих на макрошлифе крупнозернистому строению, представляет собой крупноогольчатый мартенсит (у точки 7), весьма напоминающий исходный мартенсит. Образование аустенита в этой части образца происходит, повидимому, мгновенно в объеме каждого исходного зерна и к тому же каким-то другим образом, так как сетка аустенита не имеет тенденции к разрастанию.

Дальнейшее повышение температуры приводит к образованию мелкоогольчатого, беспорядочно ориентированного мартенсита. Эта микроструктура (фиг. 2, в) соответствует на макрошлифе мелкозернистому строению.

Ход процесса перекристаллизации стали, наблюдающийся при нагреве клиновидного образца, никак не увязывается с нашими обычными представлениями о перекристаллизации стали. Объяснения наблюдаемым фактам можно дать лишь с позиций новой теории перекристаллизации.

По современным представлениям, при закалке стали вследствие кристаллографически упорядоченного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  кристаллическая решетка мартенсита ( $\alpha$ -фазы) оказывается закономерно ориентированной

относительно исходного зерна аустенита. В результате этого в каждом зерне аустенита появляется кристаллографически упорядоченный комплекс кристалликов  $\alpha$ -фазы. А общность ориентировки кристалликов  $\alpha$ -фазы на отдельных участках этого комплекса обуславливает появление внутризеренной (первичной) текстуры.

Именно такой поликристаллический агрегат с наличием внутризеренной текстуры имелся в клиновидном образце после закалки с перегрева. Последующий вторичный переход через критические точки  $A_{c1}-A_{c3}$  и охлаждение как бы воспроизводит в образце текстуру исходных зерен (см. фиг. 1, точки 6—10). В ряде работ было показано, что это происходит в силу проявления принципа ориентационного соответствия при нагреве стали [1—3, 7].

В одной из более ранних работ [2, стр. 77] было установлено, что «новые мелкие зерна аустенита, фактически образующиеся при нагреве выше критических точек  $A_{c1}-A_{c3}$ , получают единообразную кристаллографическую ориентировку в объемах, соответствующих старым аустенитным зернам (то-есть зернам, отвечающим исходному перегреву), вследствие ориентированности альфа-гамма превращения. Поэтому при охлаждении в каждом таком объеме вновь воспроизводится прежняя внутризеренная текстура, проявляясь внешне в изломе как одно зерно».

В данном случае (точки 6—10) происходит лишь изменение химической структуры по Чернову — «кристаллическая организация» стали остается прежней. Но превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$  сопровождается, как известно, объемными изменениями, приводящими к наклепу кристалликов аустенита (текстурованных в пределах старого зерна). Ясно, что дальнейшее повышение температуры вызывает рекристаллизацию этих кристалликов аустенита (изменение физической структуры по Чернову), устраняющую кристаллографические связи их с исходным зерном (появление мелкокристаллического строения, дезориентированного мартенсита). Затем происходит обычный рост этих рекристаллизованных зерен.

Место резкого перехода крупнокристаллического строения в мелкокристаллическое, хорошо видимое на макрошлифе и по микроструктуре (у точки 10), соответствует рекристаллизации аустенита (точке  $b$  Чернова). При этой температуре происходит подлинная перекристаллизация стали.

Поскольку в случае отпускной хрупкости трещина излома проходит по границе зерна аустенита, представляет особенно большой интерес исследовать проявление хрупкости при закалке ниже и выше точки  $b$  Чернова.

Материалом исследования служила сталь 37ХН3А, состав которой приведен выше. С целью более четкого воспроизведения первичной внутризеренной текстуры при повторном нагреве выше  $A_{c1}-A_{c3}$  образцы указанной стали были предварительно перегреты на 1300° и закалены в масле. Повторная закалка образцов (10 × 10 × 60) проводилась от температур 850—1200° на установке для контактного электронагрева. Скорость нагрева — 100°/сек. Температура при этом измерялась при помощи приваренной в средней части каждого образца термонары, показания которой записывались на пленку плейфогового осциллографа.

Закаленные образцы стали 37ХН3А были затем отпущены на 650° в течение 1 часа и охлаждены в воде. Половина их дополнительно отпущалась в интервале температур развития хрупкости (550°, выдержка 3 часа, охлаждение с печью). После такой обработки все образцы тщательно надрезались на шлифовальном кружке и ломались на маятниковом копре мощностью 15 кгм. Вид изломов и кривые ударной вязкости показаны на фиг. 3.

Другая партия образцов стали 37ХН3А с подобным исходным перегревом была подвергнута вторичной закалке из соляной ванны. Закалка

проводилась от 850 до 1200° через каждые 50°. Одновременно от этих же температур закаливались образцы стали, не подвергавшейся предварительной закалке с перегревом. Твердость после закалки в обоих случаях колебалась в пределах 50—52 единиц по Роквеллу. На фиг. 4 представлены изломы и кривые ударной вязкости этих образцов после отпуска в зоне развития обратимой хрупкости (550°, выдержка 5 час. с медленным охлаждением).

Из рассмотрения изломов (см. фиг. 3, 4) следует, что переход через критическую точку  $A_{c3}$ , равную для данной стали 770°, не сопровождается изменением кристаллического строения стали. Излом стали, по крайней мере до температур 950° (включительно), остается прежним — крупнокристаллическим, причем трещина излома проходит по границам зерна исходного перегрева. Дальнейший нагрев стали до 1000° и выше приводит к резкому изменению кристаллического строения (особенно отчетливо это видно при сопоставлении серии изломов, приведенных на фиг. 4). Начиная с этой температуры, излом становится мелкокристаллическим: трещина излома проходит теперь уже по границам зерна аустенита, имевшегося перед закалкой. При температурах 800—900°, при переходе через  $A_{c3}$ , образуется аустенит и новая закалка; тем не менее в изломе стали сохраняется крупнозернистое строение, а исправление его наблюдается лишь между температурами 950—1000°.

Д. К. Чернов писал [8, стр. 354]: «Уменьшение плоскостей излома не происходит ниже определенной температуры, причем эта температура своя для каждого сорта стали. Эту критическую температурную точку и назвал я точкой *b*».

При нагреве стали ниже этой точки изменения в структуре не происходят, а при нагреве немного выше ее — происходит заметное изменение сложения стали».

В соответствии с данным определением точка *b* для нашей стали лежит между температурами 950—1000°<sup>1</sup>.

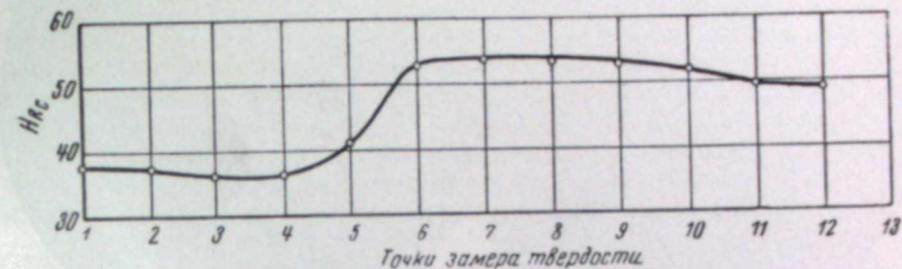
Для дополнительного выяснения степени и характера проявления обратимой отпускной хрупкости при закалке ниже и выше точки *b* Чернова группа образцов для испытания на ударную вязкость, предварительно перегретых и закаленных с 1300°, подвергалась вторичной закалке с 900 и 1100°. Отпуск образцов проводился по трем вариантам, указанным в табл. 1, где даны результаты испытаний стали на ударную вязкость.

Таблица 1

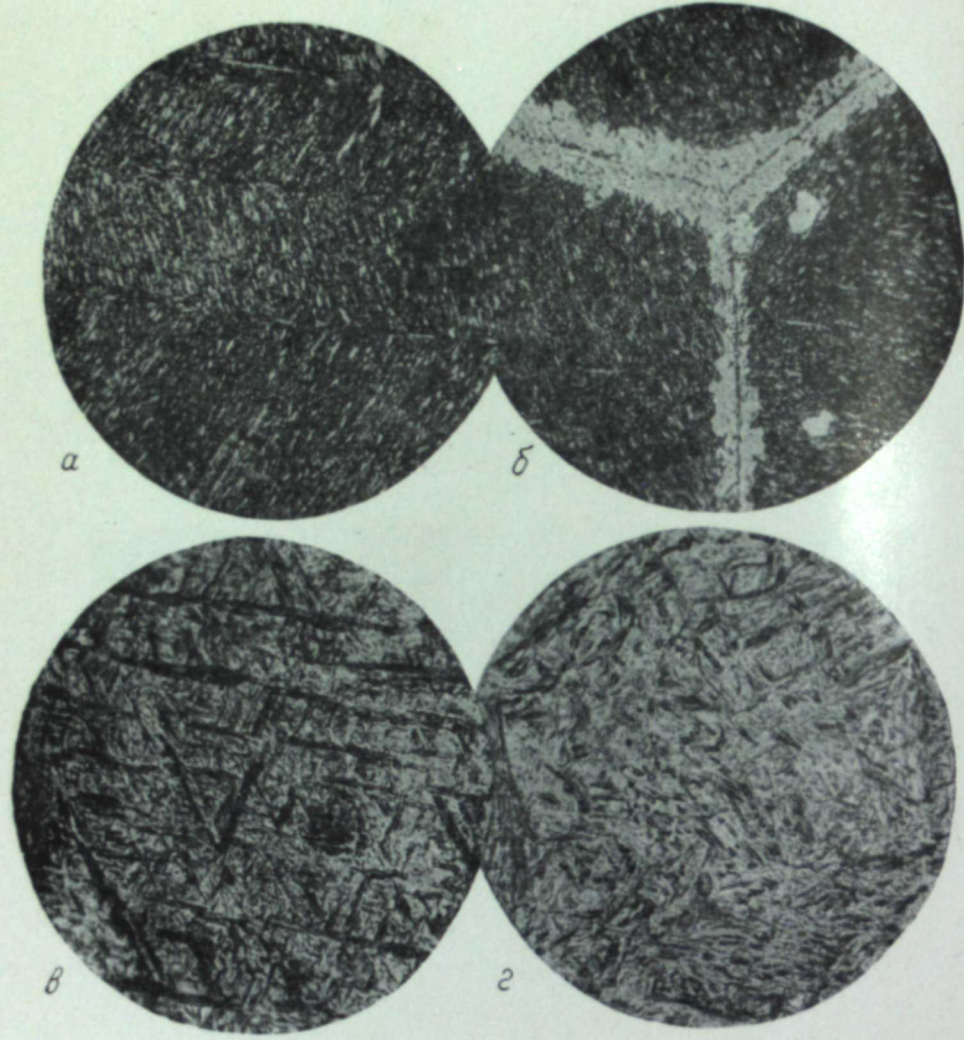
Результаты испытаний стали на ударную вязкость

Температура повторной закалки, °С	Ударная вязкость стали, предварительно закаленной с перегревом (от 1300°), кал.см <sup>2</sup>		
	после отпуска на 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде	после отпуска на 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде; отпуски на 550° с выдержкой 5 час. и охлаждением с печью	после отпуска на 550° с выдержкой 5 час. и охлаждением с печью
900 (ниже точки <i>b</i> Чернова) . . .	16	5,5	5,4
1000 (выше точки <i>b</i> Чернова) . . .	17	9,8	7,5

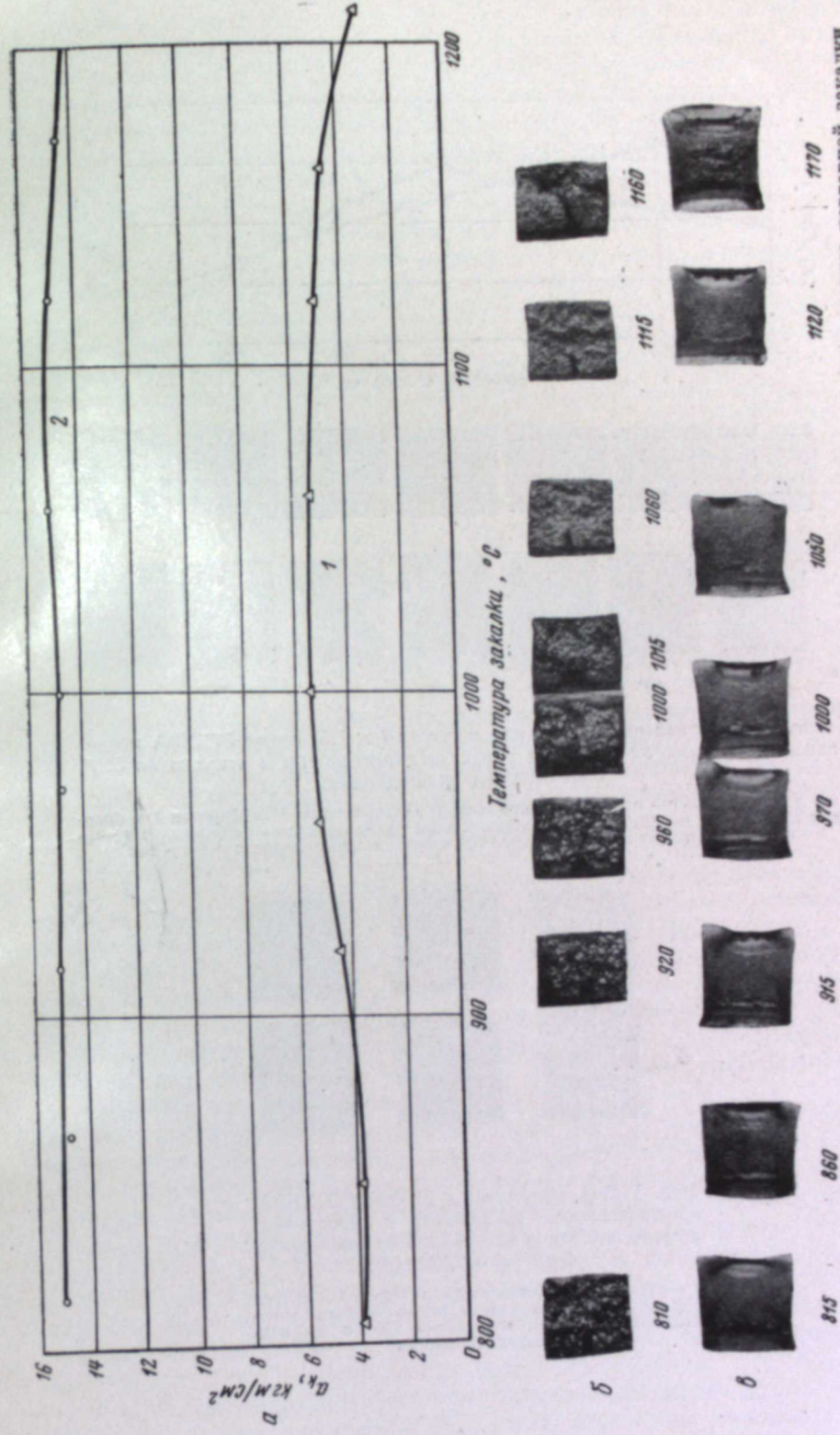
<sup>1</sup> В этих опытах особенно ярко проявилось различие точек *b* Чернова и  $A_{c3}$ , которые, как хорошо видно, не могут безоговорочно отождествляться.



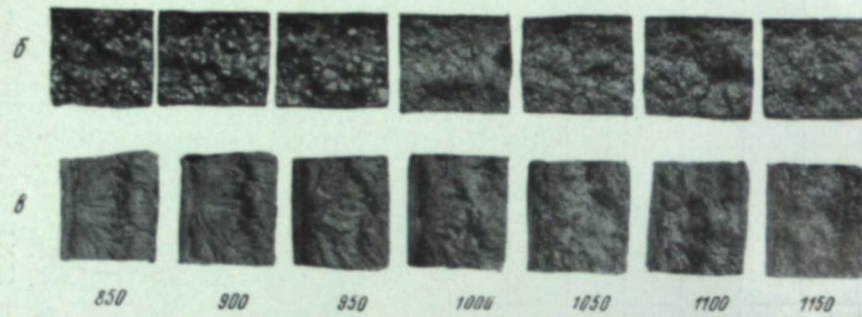
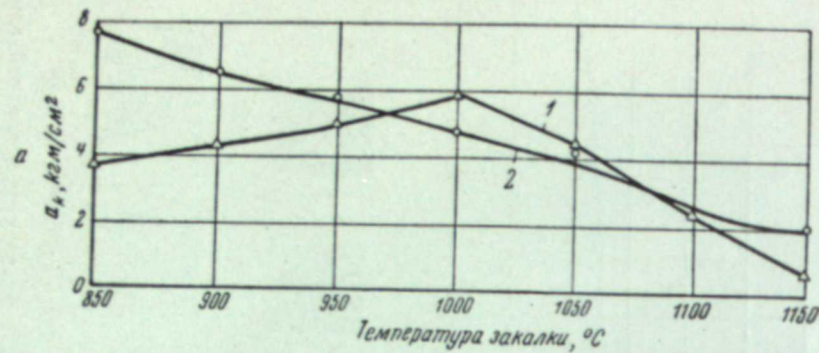
Фиг. 1. Кривая твердости и макроструктура образца стали 37ХНЗА, предварительно закаленной от 1300°, после градиентного электронагрева со скоростью 300°/сек и закалки. Видимые на макрошлифе отпечатки алмазного конуса указывают на точки измерения твердости. ×3.



Фиг. 2. Микроструктура в различных точках по длине клиновидного образца.  $\times 380$ :  
 а — у точки 2; б — у точки 6; в — у точки 7; г — у точки 12.

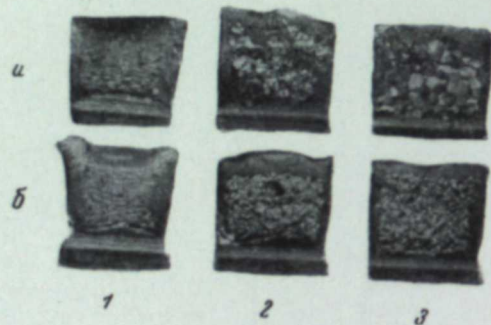


Фиг. 3. Ударная вязкость и вид изломов ( $\times 1,5$ ) образцов стали 37ХНЗА в зависимости от температуры повторной закалки электротокком:  
 а — ударная вязкость после дополнительного отпуска на  $550^\circ$  с медленным охлаждением (кривая 1) и после однократного отпуска на  $650^\circ$  с охлаждением в воде (кривая 2); б — изломы стали после дополнительного отпуска на  $550^\circ$ ; в — то же после отпуска на  $650^\circ$  с охлаждением в воде.



Фиг. 4. Ударная вязкость и вид изломов ( $\times 1,5$ ) стали 37ХНЗА после закалки из соляной ванны от указанных температур и отпуска на  $550^\circ$  с медленным охлаждением:

*a* — ударная вязкость стали, предварительно закаленной от  $1250^\circ$  (кривая 1) и впервые закаленной (кривая 2); *b* — изломы стали, предварительно закаленной; *в* — то же для стали, не подвергавшейся предварительной закалке с перегревом



Фиг. 5. Вид изломов ( $\times 2$ ) стали 37ХНЗА, предварительно закаленной с перегревом, а затем повторно закаленной от температур  $900^\circ$  (*a*) и  $1000^\circ$  (*б*):

1 — отпуск  $650^\circ$ ; охлаждение в воде; 2 — отпуск  $650^\circ$ , охлаждение в воде и отпуск  $550^\circ$  с медленным охлаждением; 3 — отпуск  $550^\circ$  с медленным охлаждением

На фиг. 5 представлены изломы после закалки ниже и выше точки *b* Чернова. Как и следовало ожидать, излом стали после закалки ниже точки *b* Чернова и отпуска на хрупкость выявляет крупное зерно предварительного перегрева (фиг. 5, *a*). В случае же закалки выше точки *b* излом становится мелкокристаллическим (фиг. 5, *б*); трещины излома проходят при этом по границам нового действительного зерна аустенита.

Такое своеобразное проявление отпускной хрупкости вполне понятно с позиции новых представлений о перекристаллизации стали. Появление грубого межкристаллического излома (при закалке ниже точки *b*) есть не что иное как результат взаимодействия внутризеренной текстуры и процессов, обуславливающих развитие отпускной хрупкости. Однако при достаточно высоких температурах нагрева под вторую закалку (выше точки *b* Чернова) происходит рекристаллизация аустенита от фазового наклепа, разрушающая внутризеренную текстуру. Здесь уже ликвидируется влияние границ текстурованных объемов на процессы, обуславливающие развитие отпускной хрупкости, и локализация этих процессов наблюдается уже на границах беспорядочно ориентированных, рекристаллизованных зерен аустенита. В соответствии с этим и излом приобретает нормальный мелкокристаллический вид, отвечающий действительному зерну аустенита.

Из всех приведенных выше опытов следует, что для исправления структуры перегретой стали недостаточно руководствоваться только положением критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , но необходимо учитывать и положение точки *b* Чернова. Только нагрев выше точки *b* (температуры рекристаллизации аустенита) обеспечивает устранение следов исходного перегрева [2].

Опыты вскрывают, между прочим, весьма важные и новые для явления отпускной обратимой хрупкости обстоятельства.

1. Вторичная закалка предварительно перегретой и закаленной стали ниже точки *b* Чернова и последующий отпуск на отпускную хрупкость приводит к появлению межкристаллического излома, выявляющего зерно исходного перегрева.

2. В случае закалки такой стали выше точки *b* Чернова трещина излома проходит по границам новых зерен, появившихся вследствие рекристаллизации аустенита (от внутреннего наклепа).

3. Для исправления структуры перегретой стали следует применять двойную термическую обработку, заключающуюся в нагреве выше точки *b* Чернова и в последующей нормальной термической обработке.

На основании указанных испытаний на ударную вязкость можно сделать заключение, что закалка перегретой стали ниже температуры рекристаллизации аустенита (точки *b* Чернова) с последующим отпуском на хрупкость сопровождается, как правило, более низкими значениями ударной вязкости, по сравнению с закалкой с температур, немного превышающих точку *b* (см. фиг. 3 и 4). Необходимо также отметить наличие непрерывного падения ударной вязкости при увеличении температуры второй закалки в области уже рекристаллизованного аустенита. Происходит обычный рост рекристаллизованного зерна, и ударная вязкость падает точно так же, как и в случае закалки сырой стали с повышенных температур (см. фиг. 4, *a*). Менее заметно на падение ударной вязкости сказывается закалка ниже и выше точки *b* в случае высокотемпературного (на  $650^\circ$ ) отпуска с замочкой (см. фиг. 3, *в*, табл. 1).

Для более подробного изучения влияния предварительного перегрева на последующее проявление отпускной обратимой хрупкости большая группа образцов хромо-никелевой стали (0,38% C; 1,53% Cr; 0,35% Mn; 3,3% Ni; 0,018% P; 0,016% S) была термически обработана по режимам, указанным в табл. 2.

Испытания на ударную вязкость термически обработанных надрезанных образцов в этом случае проводились в интервале температур от +20 до -180°. Охлаждающей средой при -180° был жидкий азот, а при температурах от 0° до -100° — бензин, охлаждаемый в специальном термостате.

Выдержка образцов при температуре испытания составляла 15 мин. Температура измерялась пентаным термометром. По окончании выдержки образец переносился на опоры копра и немедленно подвергался разрушению. На эту операцию уходило обычно 5—6 сек. При каждой температуре испытывалось по три образца. Все испытания проводились на маятниковом копре мощностью 30 кгм.

Таблица 2

Термическая обработка образцов хромо-никелевой стали

Исходное состояние стали	Температура закали (в масле) °С	Отпуск
Сырая . . . . .	850 или 1050	На 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде (режим 1)
Предварительно закаленная с 1250° . . .	850 или 1050	На 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде + на 550° с выдержкой 20 час. и охлаждением с печью (режим 2)

Результаты этих испытаний представлены на фиг. 6. Как и следовало ожидать, эффект отпускной хрупкости сказался сильнее при закалке от более высокой температуры (1050°) нежели от низкой (850°).

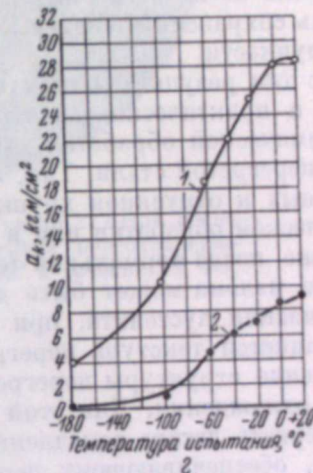
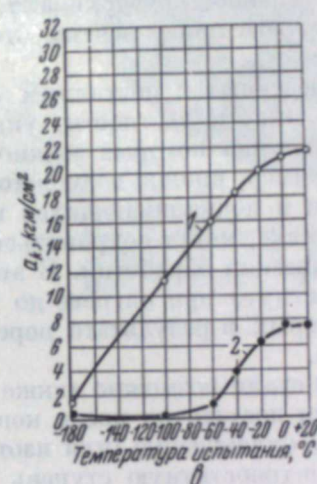
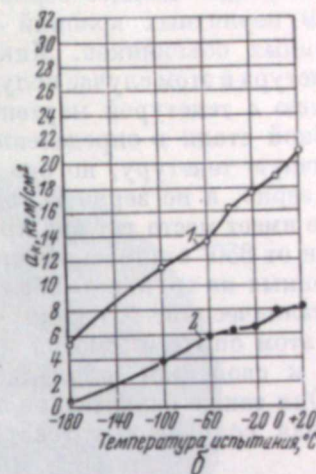
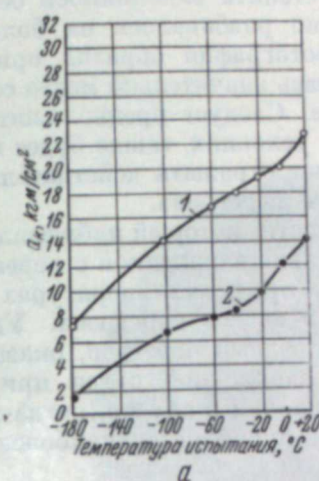
В указанных опытах подтвердился сделанный нами еще ранее вывод о неблагоприятном влиянии закалки перегретой стали ниже температуры рекристаллизации на склонность к обратимой отпускной хрупкости. Это особенно хорошо видно из сопоставления фиг. 6, а и 6, в. Если для закалки сырой стали с 850 и 1050° и отпуска на хрупкость ударная вязкость сохраняет достаточно высокие значения в широком интервале температур (почти до -100°), то аналогичный отпуск после повторной закалки ранее перегретой стали приводит к минимуму вязкости уже при -40° (см. фиг. 6, в).

Кроме того, испытания на ударную вязкость при пониженных температурах показывают, что на свойства вязких образцов (при отпуске на 650° с выдержкой 1 час и охлаждением в воде) последствия перегрева не оказывают такого заметного влияния, как при отпуске на хрупкость.

Наблюдения за видом излома попержнему выявили характерный для обратимой отпускной хрупкости хрупкий межкристаллический излом, с теми лишь особенностями, которые уже были отмечены нами выше.

Итак, исходя из проведенных опытов, можно сделать заключение о том, что развитие отпускной хрупкости приводит обычно к межкристаллическому излому. Вид его, однако, может быть обусловлен первичной или вторичной внутренней текстурой. В первом случае хрупкость проявляется по границам зерна, имеющегося непосредственно перед закалкой, во втором случае трещина излома проходит по границам зерна исходного перегрева.

Воспроизведение первичной внутризеренной текстуры при втором нагреве под закалку сопровождается, как правило, увеличением склонности к отпускной обратимой хрупкости. Интересно также отметить, что закалка с температур выше точки рекристаллизации аустенита, устраняя сле-



Фиг. 6. Ударная вязкость хромо-никелевой стали 37ХН3А в зависимости от температуры испытаний и условий термической обработки (обозначения на кривых соответствуют режимам отпуска по табл. 2):

а — сырая сталь, закалка с 850°; б — то же, закалка с 1050°; в — предварительно закаленная (с 1250°) сталь, повторная закалка с 850°; г — то же, повторная закалка с 1050°.

ды перегрева в изломе, все же не приводит к заметному улучшению ударных свойств.

Во всех этих опытах мы встречаемся, повидимому, со своего рода «текстурной» хрупкостью, когда развитие отпускной хрупкости усугубляется проявлением вторичной внутризеренной текстуры.

С этой точки зрения устранение текстуры должно привести к ослаблению такого своеобразного проявления отпускной хрупкости. Справедливость подобного вывода показывают результаты следующего эксперимента.



Группа испытываемых на ударную вязкость образцов ( $10 \times 10 \times 60$ ), перегретых на  $1250^\circ$ , как и в предыдущем опыте, была помещена с этой температуры в муфельную печь, нагретую на  $630^\circ$ , и выдержана в течение 10 час.

В результате происходящего распада переохлажденного аустенита в перлитной ступени каждое зерно аустенита заполнялось бесчисленным множеством перлитных колоний — оно разбивалось на большое число текстурованных объемчиков. Микрофотография образца приводится на фиг. 7. Текстура в этом случае получилась значительно менее совершенной по сравнению с текстурой мартенсита. Следует предположить, что нагрев подобной стали в определенных условиях также будет воспроизводить первичную текстуру, но она будет отражать действительное мелкое перлитное зерно, а не зерно исходного перегрева.

Здесь не имеет места тот вид хрупкости, который наблюдался для случая закалки от  $850^\circ$  стали, предварительно закаленной с перегревом. Излом отпущенных на хрупкость образцов при всех температурах испытания мелкокристаллический, без каких-либо следов перегрева. Ударные же свойства в этом опыте, несмотря на исходный перегрев, оказались весьма близки к свойствам нормально закаленной стали при  $850^\circ$  (см. фиг. 6, а). Они также значительно лучше, чем в случае, когда хрупкость, обусловленная сохранением текстуры, проявляется наиболее ярко (см. фиг. 6, в).

Результаты последнего опыта, несомненно, подчеркивают, насколько велика роль сохранения текстуры перегрева при развитии отпускной обратимой хрупкости.

Вместе с тем результаты всех приведенных в настоящей статье опытов имеют и практическое значение. Они, в частности, указывают на приемы термической обработки, при помощи которых можно исправить структуру перегретой стали. Так, например, вполне возможно, что в сталях, склонных к отпускной хрупкости и подкаливающихся после горячей пластической обработки или в отливке, могут сохраниться следы перегрева даже после нормальной термической обработки. В этих случаях исправление излома может быть достигнуто при нагреве до температур рекристаллизации аустенита, при которых в результате перекристаллизации устраняется текстура перегрева.

Исправление структуры перегретой стали возможно также и на основе режима охлаждения. Для этой цели достаточно послековки или отливки подвергать деталь замедленному охлаждению (или изотермическому отжигу), обеспечивающему перлитно-трооститную ступень распада.

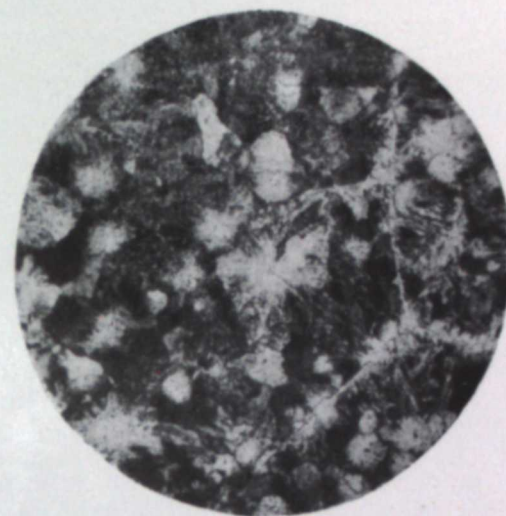
#### ВЫВОДЫ

При повторной закалке предварительно перегретой стали от температур, лежащих ниже точки *b* Чернова, с последующим отпуском в интервале развития хрупкости появляется межкристаллический излом, выявляющий зерно исходного перегрева.

При закалке такой стали выше точки *b* Чернова трещина излома проходит по границам новых зерен, появляющихся в результате рекристаллизации аустенита, обусловленной внутренним наклепом.

При повторной закалке стали ниже точки *b* Чернова появление излома по границам зерна исходного перегрева является результатом взаимодействия внутризеренной текстуры и процессов, обуславливающих развитие отпускной обратимой хрупкости.

Сказанное справедливо при условии, если после перегрева сталь охлаждается в условиях осуществления мартенситного или промежуточного превращения аустенита. Если же охлаждение после перегрева обес-



Фиг. 7. Микроструктура стали 37ХН3А после нагрева на  $1250^\circ$  и распада переохлажденного аустенита при  $630^\circ$  в течение 10 час.  $\times 380$ .

печивает распад аустенита в перлито-трооститной ступени, то не получается ярко выраженной внутризеренной текстуры, и после нормального нагрева под закалку с последующим отпуском в зоне развития хрупкости ни в изломе, ни по величине ударной вязкости последствия перегрева не обнаруживаются.

На основании изложенного можно сделать два практически важных вывода.

1. При перегреве склонных к отпускной хрупкости сталей, сопровождающемся мартенситным или промежуточным превращением аустенита, для исправления структуры и излома их необходимо применять двойную термическую обработку, которая заключается в нагреве выше точки  $b$  Чернова с последующим нормальным нагревом (немного выше  $A_{c3}$ ).

2. Охлаждение таких сталей от высоких температур в условиях, обеспечивающих распад аустенита с образованием перлито-трооститной структуры, должно способствовать устранению последствий перегрева. В этом случае может отпасть необходимость в двойной термической обработке.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. К. А. Малышев, В. Д. Садовский, Б. Г. Сазонов. Докл. АН СССР, 1951, нов. сер., 126, № 1, стр. 61.
2. В. Д. Садовский, Е. А. Малышев и Б. Г. Сазонов. Изв. АН СССР, 1953, № 1, 68.
3. В. Д. Садовский, К. А. Малышев и Б. Г. Сазонов. Фазовые и структурные превращения при нагреве стали. Свердловск, Metallurgizdat, 1954.
4. В. Д. Садовский, Н. А. Бородин и С. И. Ивановская. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 5. Свердловск, 1945, 3.
5. В. Д. Садовский, Г. Н. Богачева и М. П. Браун. Сб. «Проблемы конструкционных сталей», вып. 12. М.—Л., 1949, стр. 220.
6. В. Д. Садовский и М. М. Штейнберг. Тр. Уральского политехнического ин-та им. С. М. Кирова, Свердловск, Metallurgizdat, 1954, стр. 70.
7. В. И. Архаров и Ю. Д. Козманов. Докл. АН СССР, 1949, нов. сер., 69, № 1, 33.
8. Д. К. Чернов. «О точке  $b$  Чернова». Сб. «Д. К. Чернов и наука о металлах», М., Metallurgizdat, 1950, стр. 354.

В. Т. БИРЮЛИН и В. Д. САДОВСКИЙ

**ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ  
МАРГАНЦОВИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

В ряде исследований установлено благоприятное влияние легирования никелем на ударную вязкость  $\alpha$ -фазы (феррита) в железных сплавах [1—3]. Никель, находясь в твердом растворе, уменьшает хладноломкость  $\alpha$ -железа, понижая температурный порог перехода к хрупкому разрушению. Возникает вопрос, не оказывает ли никель такого же влияния на ударную вязкость и хладноломкость  $\gamma$ -фазы, т. е. в сталях аустенитного класса?

Известно, что чисто никелевые и хромо-никелевые аустенитные стали обладают высокой ударной вязкостью при комнатной температуре и не обнаруживают существенного ее снижения даже при температурах жидкого азота и жидкого водорода, т. е. вообще не обнаруживают хладноломкости [4]. Очевидно, для изучения возможного благоприятного влияния никеля на хладноломкость  $\gamma$ -фазы нужно выбрать аустенитные стали, не содержащие никеля и обладающие ярко выраженной хладноломкостью. Пример такой стали — широко используемая в практике аустенитная марганцовистая сталь Г13, известная также под названием стали Гадфильда. Эта сталь, будучи обработана на аустенитную структуру, обладает высокой пластичностью и вязкостью при обычных температурах, но оказывается весьма хрупкой при температуре жидкого воздуха ( $-180^\circ$ ), даже в условиях статического растяжения [5].

Надо полагать, что и другие аустенитные стали на основе марганца также должны обладать хладноломкостью.

В табл. 1 приводится состав исследованных сталей; содержание в них кремния не превышало 0,4%, а содержание фосфора колебалось в пределах 0,012—0,020%.

Опытные стали отливались из высокочастотной печи в виде слитков весом около 10 кг. Слитки были прокованы на прутки сечением  $12 \times 12$  мм, из которых после нагрева на  $650^\circ$  (для снятия наклепа) изготавливались образцы размером  $10 \times 10 \times 60$  мм для испытания на ударную вязкость. Надрез глубиной 2 мм радиусом закругления в канавке 1 мм изготавливался наждачным кружком после проведения термической обработки.

Приблизительная оценка наличия и количества  $\alpha$ -фазы производилась на основании измерений в баллистическом магнитометре, показания которого пропорциональны количеству магнитной фазы. В качестве эталона для сравнения служил образец таких же размеров, изготовленный из углеродистой стали с 0,40% углерода. Количество  $\alpha$ -фазы подсчитывалось по обычной методике, неоднократно описанной в литературе [6].

Все стали были подвергнуты испытанию на ударную вязкость после закалки в воде с различных температур в интервале  $700-1300^\circ$ , а также

после дополнительного охлаждения в жидком азоте; параллельно проводились магнитные измерения для контроля количества  $\alpha$ -фазы.

Результаты этих предварительных испытаний сводятся к следующему. Сталь 110Г12, близкая по составу к обычной стали Гадфильда, при закалке с температур  $700-800^\circ$  обладает очень низкой ударной вязкостью в пределах  $0,2-3,0$  кгм/см<sup>2</sup>, что легко объяснить наличием не растворившейся при нагреве карбидной фазы. Начиная с закалки с  $900^\circ$ , ударная вязкость резко возрастает до  $30$  кгм/см<sup>2</sup> и выше с одновременным снижением твердости с 30 до 25 единиц по Роквеллу (шкала С). При всех температурах закалки сталь практически не магнитна; обработка ее жидким азотом приводит к появлению слабых признаков магнитности толь-

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей, %

Сталь	C	Mn	Ni
110Г12	1,11	12,58	0,58
60Г12	0,66	12,8	0,48
60Г12Н4	0,62	13,4	3,8
60Г12Н8	0,59	12,52	7,8
60Г12Н12	0,66	13,44	11,37
60Н16	0,59	0,35	16,37
20Г12	0,21	13,38	0,6
20Г12Н4	0,19	13,07	4,08
20Г12Н8	0,22	12,48	8,02
20Г12Н12	0,22	12,09	11,8
20Н24	0,19	0,27	24,21

ко в образцах, закаленных с низких температур, причем и в этом случае количество  $\alpha$ -фазы не превышает, по видимому, 1—2%.

Сталь 60Г12 имела ударную вязкость около  $15$  кгм/см<sup>2</sup> уже при закалке с  $800^\circ$ , более высокая закалка дает вязкость выше  $30$  кгм/см<sup>2</sup>. Обработка стали жидким азотом вызывает появление слабой магнитности, указывающей на присутствие 2—3%  $\alpha$ -фазы (по видимому, главным образом в поверхностном обезуглероженном слое), но не отражается ни на твердости, ни на ударной вязкости.

Стали 60Г12Н4, 60Г12Н8 и 60Г12Н12 оказались совершенно не магнитными после закалки от всех испытанных температур, причем обработка их жидким азотом не приводила к появлению  $\alpha$ -фазы, а ударная вязкость оставалась очень высокой — более  $30$  кгм/см<sup>2</sup>.

Безмарганцовистая сталь 60Н16 при закалке с температур  $1000-1050^\circ$  содержит около 15%  $\alpha$ -фазы и при твердости около 30 единиц  $R_c$  увеличивает ударную вязкость до  $10-15$  кгм/см<sup>2</sup>. Обработка жидким азотом увеличивает количество  $\alpha$ -фазы до 75%, твердость возрастает до 50 единиц  $R_c$ , а ударная вязкость падает до  $3,5-4,5$  кгм/см<sup>2</sup>. Дальнейшее повышение температуры закалки, не изменяя фазового состава, приводит к некоторому снижению ударной вязкости (до  $8-5$  кгм/см<sup>2</sup> без обработки жидким азотом и до  $0,5-1,0$  кгм/см<sup>2</sup> с обработкой), что, очевидно, объясняется укрупнением зерна.

Стали 20Г12Н12 и 20Г12Н8 — чисто аустенитные после закалки от всех испытанных температур ( $700-1300^\circ$ ) и остаются такими после обработки жидким азотом. Ударная вязкость их превышает  $30$  кгм/см<sup>2</sup>.

Сталь 20Г12 содержит после закалки не более 10—15%  $\alpha$ -фазы. После обработки жидким азотом количество  $\alpha$ -фазы возрастает до 35%; твердость при этом повышается с 37 до 40 единиц  $R_c$ . Хотя преобладающую часть структуры составляет аустенит и относительно невысокая твердость (по сравнению, например, с чисто никелевой сталью 60Н16), все же ударная вязкость стали 20Г12 оказывается чрезвычайно низкой: всего 1,5—2,0  $\text{кгм/см}^2$  непосредственно после закалки и 0,5—1,0 после обработки жидким азотом. Введение в эту сталь 4% Ni значительно улучшает ее ударную вязкость. Так, сталь 20Г12Н4 после закалки имеет ударную вязкость в пределах 25—30  $\text{кгм/см}^2$  при твердости 22—25  $R_c$ ; после дополнительной обработки жидким азотом вязкость уменьшается до 10—15  $\text{кгм/см}^2$  при твердости 26—28  $R_c$ . Непосредственно после закалки сталь 20Г12Н4 — чисто аустенитная; обработка жидким азотом вызывает появление 10—12%  $\alpha$ -фазы.

Еще более показательным сопоставлением сталей 20Г12 и 20Н24. Сталь 20Н24, как и сталь 20Г12, уже непосредственно после закалки содержит 12—15%  $\alpha$ -фазы. После обработки жидким азотом количество  $\alpha$ -фазы возрастает выше 80%. Тем не менее, ударная вязкость этой стали получается в пределах 20—25  $\text{кгм/см}^2$  после закалки и около 8  $\text{кгм/см}^2$  после дополнительной обработки жидким азотом. Нужно, впрочем, отметить, что твердость стали 20Н24 существенно ниже, чем твердость стали 20Г12: 60—70 по шкале В после закалки и 35—37 по шкале С после обработки жидким азотом. Таким образом, и в этой чисто никелевой стали появление  $\alpha$ -фазы в результате обработки холодом сопровождается падением ударной вязкости, однако далеко не столь катастрофическим, какое наблюдается благодаря присутствию  $\alpha$ -фазы в мартенситной стали 20Г12. Даже в стали 20Г12Н4 ударная вязкость падает при обработке холодом значительно слабее, чем в чисто мартенситной стали 20Г12.

Заведомо можно сказать, что при чисто мартенситной структуре сталь 20Г12 будет иметь вязкость не более 1  $\text{кгм/см}^2$ . В никелевой стали в  $\alpha$ -состоянии ударная вязкость, вероятно, должна быть не ниже 5—6  $\text{кгм/см}^2$ , а возможно — несколько выше.

Однако в  $\gamma$ -состоянии мартенситные стали могут иметь прекрасную ударную вязкость, как видно на примере сталей 60Г12 и 110Г12. Естественно, что дополнительное легирование никелем и в этом случае приводит к получению еще лучшей вязкости. Это особенно хорошо видно из результатов испытаний на хладноломкость.

Испытания на хладноломкость подвергали стали 20Г12Н4, 20Г12Н8, 20Г12Н12, 60Г12, 60Г12Н4, 60Г12Н8, 60Г12Н12 и 110Г12, относительно которых было установлено, что они могут быть получены после закалки в аустенитном состоянии. Для этого образцы указанных сталей были закалены с 1150° в воде и после измерений в магнитометре и изготовления надреза испытывались на ударную вязкость при разных температурах в интервале от +20 до -180°.

У стали 20Г12Н8 наблюдается закономерное падение ударной вязкости по мере понижения температуры испытания (фиг. 1): с 36  $\text{кгм/см}^2$  при 20° до 7  $\text{кгм/см}^2$  при -180°. Увеличение содержания никеля (сталь 20Г12Н12) существенно понижает порог хладноломкости: ударная вязкость при комнатной температуре превышает 38  $\text{кгм/см}^2$  и при -180° составляет еще около 30  $\text{кгм/см}^2$ . Приведенная на фиг. 1 кривая ударной вязкости для стали 20Г12Н4 не представляет большого интереса, поскольку в этом случае резкое падение вязкости при понижении температуры испытания легко может быть объяснено появлением при охлаждении заметного количества  $\alpha$ -фазы, т. е. необратимыми изменениями структуры.

Благоприятное влияние никеля на уменьшение хладноломкости еще лучше видно на фиг. 2 при сопоставлении данных для сталей 60Г12,

60Г12Н4, 60Г12Н8 и 60Г12Н12. Ударная вязкость стали 60Г12 при комнатной температуре превышает 28  $\text{кгм/см}^2$ , но уже при -60° падает до 5  $\text{кгм/см}^2$  и при еще более низких температурах почти до нуля. Добавление 3,8% Ni повышает ударную вязкость при комнатной температуре до 34  $\text{кгм/см}^2$ , при -60° вязкость снижается, но еще превышает 25  $\text{кгм/см}^2$ , при -100° она равна 21  $\text{кгм/см}^2$  и при -180° падает до 4  $\text{кгм/см}^2$ . В стали 60Г12Н8 содержание никеля повышено до 7,8%, и ударная вязкость не снижается вплоть до -100°, превышая 25  $\text{кгм/см}^2$  даже при -180°. Наконец, у стали 60Г12Н12 не наблюдается снижения ударной вязкости на всем исследованном интервале температур, т. е. от +20 до -180°.

Следует отметить, что отчетливо выраженная хладноломкость наблюдается и у стали 110Г12, близкой по своему составу к обычной стали Гадфильда: ударная вязкость падает, начиная уже с 20°, при -100° она составляет всего 4,7  $\text{кгм/см}^2$ , а при -180° только 0,5  $\text{кгм/см}^2$ . Таким образом, по хладноломкости сталь 110Г12 занимает промежуточное положение между сталями 60Г12 и 60Г12Н4.

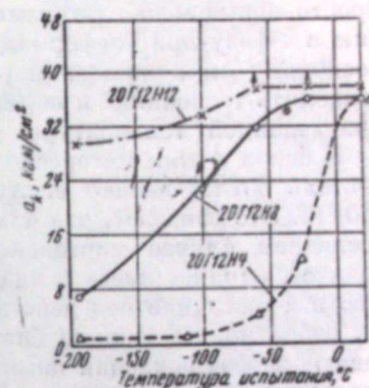
Нужно указать, наконец, что благоприятное влияние никеля на ударную вязкость и хладноломкость исследованных аустенитных мартенситных сталей не может быть отнесено за счет связанных с легированием различий в величине зерна аустенита: при микроструктурном анализе нельзя было отметить заметного измельчения зерна в результате введения никеля в состав сталей. Величина зерна (для закалки от 1150°) в сталях с содержанием 0,20% углерода характеризовалась баллом № 3—4, а в сталях с содержанием 0,60% С — баллом № 2—3.

Приведенные данные ярко показывают, что дополнительное легирование никелем увеличивает ударную вязкость и уменьшает хладноломкость аустенитных мартенситных сталей. В отношении возможных причин такого благоприятного влияния никеля можно сказать следующее.

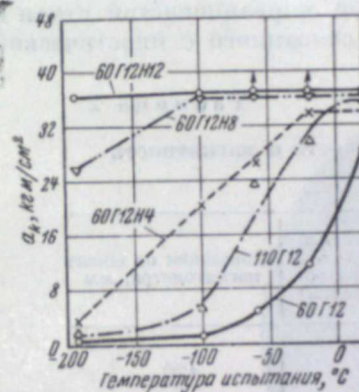
Известно, что легирование никелем уменьшает хладноломкость  $\alpha$ -железа, но механизм такого действия никеля не вполне ясен и в этом случае. Возможно, что присутствие атомов никеля в кристаллической решетке  $\alpha$ -железа оказывает какое-то специфическое влияние на поведение такого твердого раствора под нагрузкой. Возможно, что влияние никеля осуществляется не непосредственным путем, а действием на форму и величину зерна, на состояние границ зерен и т. п. [8].

Эти же вопросы могут быть поставлены и в отношении механизма влияния никеля на хладноломкость аустенитных сталей, но здесь вопрос осложняется еще термодинамической неустойчивостью  $\gamma$ -раствора.

Приведенные выше данные о катастрофическом снижении ударной



Фиг. 1. Влияние температуры испытания на ударную вязкость мартенситных сталей, легированных никелем.



Фиг. 2. Ударная вязкость аустенитных мартенситных сталей в зависимости от степени дополнительного легирования их никелем и температуры испытания.

вязкости марганцовистых сталей при появлении в их структуре даже незначительных количеств  $\alpha$ -фазы позволяют предполагать, что хладноломкость этих сталей может быть обусловлена возникновением  $\alpha$ -фазы в процессе самого испытания — под влиянием пластической деформации. В этом случае положительное влияние никеля может быть объяснено просто повышением устойчивости  $\gamma$ -раствора по отношению к превращению в  $\alpha$ -фазу при деформации. Такое влияние никеля вполне вероятно, поскольку он понижает мартенситную точку и, таким образом, может ослаблять тенденцию к переходу в  $\alpha$ -состояние под влиянием деформации при заданной температуре.

В связи с этим интересно обратить внимание, что 3,8% Ni, введенные в сталь 60Г12, делают ее лучше (в отношении хладноломкости) стали 110Г12. Это означает, что 4% Ni действуют сильнее, чем 0,5% С, хотя в последнем случае мартенситная точка снижается, конечно, больше. Следует, однако, иметь в виду, что устойчивость аустенита к превращению в  $\alpha$ -состояние под действием пластической деформации определяется, вероятно, не столько близостью к мартенситной точке, сколько степенью переохлаждения по отношению к температуре метастабильного равновесия  $\gamma$ - и  $\alpha$ -растворов,  $T_0$  — зависимость которой от примесей может и не совпадать (по крайней мере, количественно) с их влиянием на мартенситную точку.

Можно также предполагать, что присутствие никеля стабилизирует аустенит по отношению к пластической деформации не только по причине снижения мартенситной точки или температуры  $T_0$ . Далее нужно обратить внимание на то обстоятельство, что в стали, содержащей никель, присутствие  $\alpha$ -фазы вообще не так сильно увеличивает хрупкость, как в чисто марганцовистой стали. Последнее обстоятельство может быть связано (по крайней мере, отчасти) с тем, что легирование никелем приводит к некоторому понижению твердости аустенитной марганцовистой стали и к очень заметному уменьшению упрочнения, связанного с пластической деформацией.

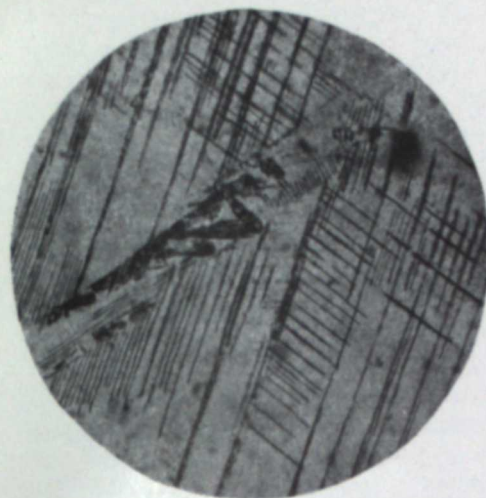
Таблица 2

Влияние пластической деформации на твердость и магнитность аустенитных сталей

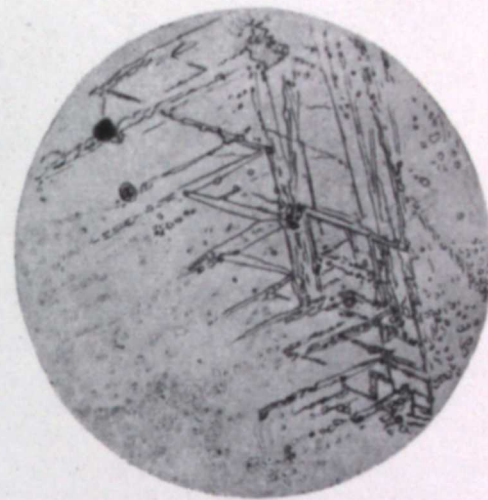
Сталь	Твердость по Бриггеллю после закалки, кг.мм <sup>2</sup>	Твердость по Бриггеллю после холодной прокатки с обжатием 20%, кг.мм <sup>2</sup>	Показания по шкале магнитометра, мм
60Г12	180	400	120
60Г12Н4	160	375	20
60Г12Н8	163	320	12
60Г12Н12	146	302	10

В табл. 2 приведены данные об изменении твердости нескольких опытных сталей, предварительно закаленных на аустенит, в результате холодной прокатки с обжатием 20% и приведены показания магнитометра (в делениях условной шкалы), характеризующие появление магнитности под влиянием наклепа.

Таким образом, несомненно, что некоторое (очень незначительное) количество  $\alpha$ -фазы появляется в этих сталях в результате пластической деформации даже при комнатной температуре; тем более вероятно ее образование в зоне разрушения ударного образца, испытываемого при отрицательных температурах. Это подтверждается тем, что половинки раз-



Фиг. 3. Микроструктура стали 60Г12 после закалки от 1150° в воде и испытания на удар при температуре — 60° (вблизи излома).  $\times 740$ .



Фиг. 4. Микроструктура стали 60Г12Н4 после закалки от 1150° в воде и испытания на удар при температуре — 180° (вблизи излома).  $\times 740$ .



Фиг. 5. Микроструктура стали 20Г12Н8 после закалки от 1150° в воде и испытания на удар при температуре — 100° (вблизи излома).  $\times 740$ .

рушенных образцов притягиваются магнитом со стороны излома, причем тем слабее, чем более легирована сталь никелем. Исследование микроструктуры вблизи зоны разрушения позволяет обнаружить выделения  $\alpha$ -фазы и микроскопически (фиг. 3—5).

Сказанное выше позволяет предполагать, что хрупкость марганцовистого аустенита при низких температурах обусловлена побочным явлением — образованием  $\alpha$ -фазы под влиянием пластической деформации в процессе самого испытания и что благоприятное влияние никеля объясняется повышением устойчивости аустенита в отношении воздействия пластической деформации. Важное значение при этом имеет и тот факт, что присутствие  $\alpha$ -фазы в структуре в сталях, легированных никелем, оказывается значительно менее вредным, чем в чисто марганцовистых сталях.

Такое объяснение механизма действия никеля на хладноломкость аустенитных марганцовистых сталей подтверждается и имеющимися в литературе данными об аналогичном влиянии легирования хромом [7].

В заключение следует отметить, что хрупкое разрушение аустенитных марганцовистых сталей при низких температурах испытания сопровождается появлением межкристаллического (интергранулярного) излома.

#### ВЫВОДЫ

1. Марганцовистые аустенитные стали обладают высокой ударной вязкостью только при полном отсутствии в их структуре  $\alpha$ -фазы. Наличие последней, даже в небольшом количестве (10—15%), приводит к резкому снижению ударной вязкости.

2. Аустенитные марганцовистые стали обладают резко выраженной хладноломкостью.

3. Хладноломкость аустенитных марганцовистых сталей может быть ослаблена или полностью устранена путем дополнительного легирования никелем.

4. Хладноломкость аустенитных марганцовистых сталей имеет, по-видимому, иную природу, нежели хладноломкость железа и его сплавов, имеющих кристаллическую решетку объемноцентрированного куба. Наблюдающееся в этих сталях падение ударной вязкости при отрицательных температурах связано с термодинамической неустойчивостью  $\gamma$ -раствора и вызывается появлением в структуре  $\alpha$ -фазы под влиянием пластической деформации в процессе самого испытания.

В связи с этим благоприятное влияние дополнительного легирования никелем может быть объяснено стабилизацией аустенита по отношению к превращению в  $\alpha$ -состояние под действием пластической деформации. Кроме того, связанное с появлением  $\alpha$ -фазы понижение ударной вязкости в сталях, легированных никелем, оказывается значительно более слабым, чем в чисто марганцовистых сталях.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 6. Свердловск, 1945, 3.
2. А. П. Гуляев и В. П. Емельяна. Сталь, 1947, № 2, 139.
3. В. А. Делле и Л. А. Фрумер. Сталь, 1948, № 7, 619.
4. A. Romp, A. Krisch u. G. Haupt. Mitteilungen K. W. Institut für Eisenforschung, 1939, 21, Lief. 15, 219.
5. W. J. de Haas a. R. A. Hadfield. Phil. Trans. Roy. Soc., London, 1934, 232, 297.
6. В. Д. Садовский. Превращения переохлажденного аустенита. Свердловск, Металлургиздат, 1947.
7. H. J. Wiester. Stahl u. Eisen, 1943, 63, N 1, 13, 41.
8. М. М. Штейнберг. Сб. «Термическая обработка металлов». Свердловск, Машгиз, 1952, стр. 188.

В. Г. БИРЮЛИН и В. Д. САДОВСКИЙ

### К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Среди новых способов термической обработки, возникших на основе изучения закономерностей превращений переохлажденного аустенита, определенное место занимает обработка закаленной стали холодом. Изучение мартенситного превращения показывает, что это превращение при закалке стали начинается при определенной температуре, называемой мартенситной точкой, и прогрессивно развивается при дальнейшем охлаждении в некотором интервале температур. Нижняя граница этого интервала часто расположена при отрицательных температурах.

Поэтому при охлаждении до комнатной температуры превращение не заканчивается — оно лишь прерывается на некотором этапе своего развития, и в структуре закаленной стали почти всегда имеется некоторое количество непревращенного в мартенсит остаточного аустенита.

Можно, однако, осуществить дальнейшее превращение остаточного аустенита в мартенсит, для чего достаточно продолжить охлаждение закаленной стали в область отрицательных температур. Продолжение охлаждения приводит к возобновлению мартенситного превращения, и тем самым количество остаточного аустенита в структуре стали может быть существенно снижено, хотя обычно некоторое его количество остается даже после самых глубоких охлаждений.

Естественно, что такое охлаждение в область отрицательных температур, представляя собой как бы продолжение закалки, приводит к некоторому дополнительному повышению твердости стали, тем более заметно, чем больше было остаточного аустенита после охлаждения до комнатной температуры. Это дополнительное повышение твердости и составляет обычно главную цель обработки холодом. В отдельных случаях уменьшение количества остаточного аустенита, достигаемое путем такой обработки, имеет целью также увеличить стабильность структуры в отношении возможности самопроизвольного изменения размеров закаленных деталей при хранении или службе.

Обработка холодом находит довольно широкое применение в промышленности у нас и за границей, главным образом для режущего и измерительного инструмента и для цементуемых деталей машин.

Принципиальные основы, области применения, способы осуществления, режимы и практические результаты обработки стали при отрицательных температурах подробно освещаются в недавно опубликованной монографии В. Г. Воробьева [1]. В монографии рассматриваются также результаты советских и зарубежных исследований по выяснению влияния низкотемпературной обработки на механические свойства закаленной стали. Этот вопрос имеет, конечно, очень важное практическое значение, в особенности в связи с применением обработки холодом для повышения

твердости и износостойкости деталей машин, изготовляемых из цементуемых легированных сталей.

Дело в том, что имеются, хотя и очень немногочисленные, указания на возможность неблагоприятного влияния обработки холодом на пластичность и вязкость закаленной стали [2, 7]. При этом обращается внимание на то обстоятельство, что наличие в структуре закаленной стали некоторого количества остаточного аустенита, несомненно, обуславливает некоторое повышение ее вязкости и что превращение этого аустенита в мартенсит при обработке холодом должно, естественно, сопровождаться падением вязкости. С другой стороны, мартенситное превращение при отрицательных температурах может, при неблагоприятных условиях (например, наличии некоторого перегрева в закалке), сопровождаться образованием микротрещин и это также должно приводить к понижению пластичности и вязкости стали.

Однако ряд исследований, рассматриваемых в монографии В. Г. Воробьева, показывает или отсутствие неблагоприятного влияния обработки холодом на механические свойства стали, или лишь незначительное уменьшение пластичности и в отдельных случаях прочности при изгибе. Одновременно отмечается рост износостойкости при лабораторных испытаниях на износ. Данные испытаний на усталость не позволяют сделать вполне определенного заключения, поскольку ожидаемое (на основании наблюдающегося роста твердости) повышение предела усталости или очень незначительно или отсутствует.

Таким образом, в этом практически очень важном вопросе нет надежной ясности, и, следовательно, влияние обработки холодом на механические свойства закаленной стали заслуживает дальнейшего изучения.

Целью настоящей статьи и является критическое рассмотрение некоторых имеющихся данных и изложение некоторых новых экспериментальных результатов о влиянии остаточного аустенита и превращения его в мартенсит при обработке холодом на ударную вязкость закаленной стали. Одной из задач настоящего исследования была проверка и развитие ранее проведенных по этому же вопросу работ Лабораторией металловедения Института физики металлов Уральского филиала АН СССР.

### ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

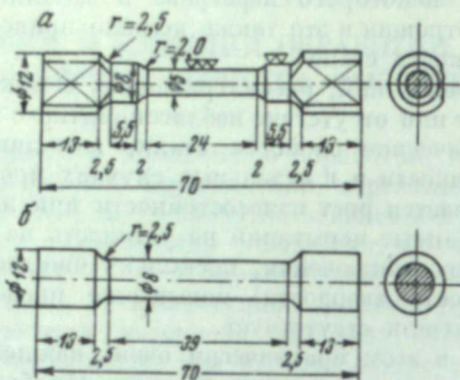
Обработка холодом нередко рекомендуется и применяется в качестве средства для дополнительного повышения твердости легированных инструментальных сталей типа 9Х, 9ХС, 9ХВГ, Х12М, Р9, Р18 и т. д., а также шарикоподшипниковой стали марки ШХ15.

Нет сомнения, что для эксплуатационных свойств многих видов инструмента и, тем более деталей подшипников, существенное значение имеет не только твердость, но также пластичность и вязкость, в связи с чем представляет большое практическое значение изучение вопроса о возможных изменениях этих свойств стали в результате обработки холодом.

Многие исследования отличаются неудачным выбором методики испытания вязких свойств металла. Дело в том, что обычные испытания на ударный изгиб оказываются в данном случае недостаточно чувствительными из-за общей высокой хрупкости испытываемого материала. Твердые закаленные стали инструментального типа разрушаются при этом хрупко, почти независимо от небольших различий в структуре, связанных с варьированием условий термической обработки в обычных

пределах. Ударная вязкость меняется очень мало, например, при изменении температуры нагрева под закалку, почти не ощущаются изменения температуры отпуска в пределах, представляющих интерес при термической обработке инструмента, и т. д. Мало чувствительно и испытание на статический изгиб гладких и, тем более, надрезанных образцов.

Между тем давно уже показано, что гораздо более эффективным способом оценки вязкости твердых сталей являются испытания на кручение — статическое или ударное [3—6]. Причина этого, как показал Н. Н. Давиденков, заключается в том, что при кручении, благодаря равенству нормальных и скалывающих напряжений, обеспечиваются более



Фиг. 1. Эскиз образца (а) и заготовки (б) для испытаний на ударное кручение.

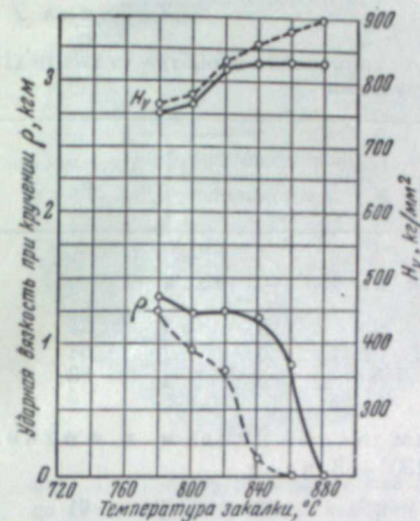
благоприятные условия для вязкого разрушения по сравнению с изгибом, при котором, как и при растяжении, нормальные напряжения в два раза превышают касательные. В настоящем исследовании, как и в прежних работах лаборатории, для оценки влияния термической обработки сталей инструментального типа использовался главным образом метод ударного скручивания образцов (фиг. 1); в отдельных случаях проводились также испытания на статическое кручение.

Испытания на ударную вязкость при кручении проводились на крутильном копре, аналогичном применявшемуся Ларсеном и Грином [4], но была изменена система крепления образца, а для измерения работы разрушения был использован предложенный Н. Н. Давиденковым принцип баллистического диска [6]. Эта же методика использовалась и при исследовании вязкости цементируемых сталей, о чем будет сказано ниже.

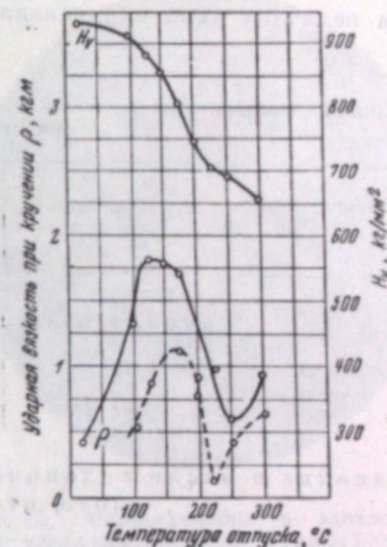
Остановимся вначале на некоторых данных одной из наших более ранних работ [7]. На фиг. 2 показана зависимость твердости и ударной вязкости при кручении от температуры закалики для стандартной шарикоподшипниковой стали ШХ15 при обычной закалке в масле и при такой же закалке, дополненной охлаждением в жидком азоте. Перед закалкой сталь имела структуру мелкопластинчатого перлита. После закалки производился обычный отпуск на 150° с выдержкой 3 часа. Резкое снижение ударной вязкости под влиянием обработки холодом совершенно очевидно.

На фиг. 3 показано изменение твердости и ударной вязкости той же стали (с исходной структурой зернистого перлита) в зависимости от температуры отпуска — опять-таки при обычной закалке в масле и такой же закалке, дополненной охлаждением в жидком азоте. Неблагоприятное влияние обработки холодом на ударную вязкость стали подтверждается и в этом случае.

Связь наблюдающегося падения вязкости с превращением остаточного аустенита хорошо подтверждается новыми данными, представленными в табл. 1, в которой приводятся средние результаты испытания трех образцов стали марки 9Х: 0,91% С; 0,41% Мп; 0,24% Si; 1,82% Cr; 0,24% Ni. Охлаждение стали в жидком азоте не вызвало снижения ударной вязкости в том случае, когда ему предшествовал отпуск на 150°, обусловивший стабилизацию остаточного аустенита по отношению к превра-



Фиг. 2. Ударная вязкость при кручении и твердость стали ШХ15, закаленной в масле (сплошные кривые) и дополнительно охлажденной в жидком азоте (пунктирные кривые) после отпуска на 150° с выдержкой 3 часа в зависимости от температуры закалики.



Фиг. 3. Ударная вязкость при кручении и твердость стали ШХ15, закаленной от 840° в масле (сплошные кривые) и дополнительно охлажденной в жидком азоте (пунктирная кривая) в зависимости от температуры отпуска.

щению при охлаждении [8]. Как и на фиг. 2, обращает на себя внимание резкое усиление неблагоприятного действия обработки холодом при закалке от повышенных температур.

Таблица 1

Ударная вязкость при кручении, твердость и количество остаточного аустенита в зависимости от температуры и способа закалики стали марки 9Х

При закалке в масле и отпуске на 150°			При закалке в масле, охлажденной в жидком азоте и отпуске на 150°			При закалке в масле, отпуске на 150° и охлаждении в жидком азоте		
ударная вязкость, кгм	остаточный аустенит, %	твердость по R <sub>c</sub>	ударная вязкость, кгм	остаточный аустенит, %	твердость по R <sub>c</sub>	ударная вязкость, кгм	остаточный аустенит, %	твердость по R <sub>c</sub>
Закалка от 840°								
2,3	13,2	61,6	1,63	6,9	62,1	2,3	14,2	61,6
Закалка от 880°								
0,9	18,3	63,1	0,11	9,1	64,8	1,8	19,6	62,5



Аналогичные результаты были получены и при испытании стали марки ШХ15 на статическое кручение. В табл. 2 приводятся средние данные для трех образцов. В этом случае обработка холодом приводит к заметному уменьшению степени пластической деформации перед разрушением, которая измеряется величиной угла закручивания. Одновременно уменьшается и величина разрушающей нагрузки (крутящего момента). Суммарное изменение обоих параметров характеризуется приведенными в табл. 2 значениями произведения крутящего момента при разрушении на величину угла скручивания.

Таблица 2

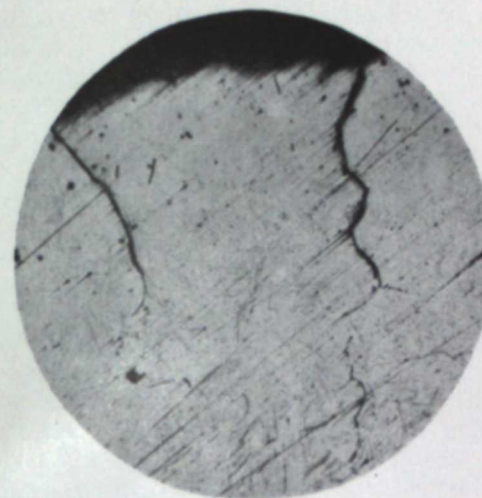
Влияние температуры и условий закалки на механические свойства стали ШХ15 при статическом кручении

Температура закали, °С	Угол скручивания, градусы	Крутящий момент, кгм	Произведение крутящего момента на угол скручивания	Твердость по $R_c$
Закалка в масле, отпуск на 150° — 3 часа				
830	77	4,95	380	61
860	39	4,25	166	64
890	24,6	3,75	93	63
Закалка в масле с дополнительным охлаждением в жидком азоте, отпуск на 150° — 3 часа				
830	23	4,05	93	61
860	23	3,75	86	64
880	23	3,30	76	65
Закалка в масле, отпуск на 150° в течение 1 часа, охлаждение в жидком азоте, отпуск в 150° — 3 часа				
880	52	4,40	230	62
860	21	4,50	94	64
880	20	3,00	60	64,5

Неблагоприятное влияние обработки холодом на механические свойства стали при этих испытаниях наблюдалось и в случае, когда охлаждение в жидком азоте производилось после предварительного отпуска, что вызвано неполной стабилизацией аустенита в результате такого отпуска. Частичное превращение остаточного аустенита наблюдается и в отпущенной стали.

Повидимому, нельзя сомневаться в том, что в сталях данного типа обработка холодом может приводить к сильному понижению пластичности и вязкости. Однако в объяснении неблагоприятного действия обработки холодом на механические свойства стали имеются некоторые неясности. Наиболее естественное объяснение, связывающее этот эффект с уменьшением количества остаточного аустенита в структуре стали, возможно, и не является достаточным.

В связи с этим нельзя не обратить внимания на катастрофическое снижение вязкости при повышении температуры закалки, наблюдающееся вопреки возрастанию при этом количества остаточного аустенита. Образцы, закаленные от несколько повышенных температур, разрушаются часто почти без затраты работы. Точно так же эффект обработки холодом оказывается часто настолько сильным, что кажется невероятным,



Фиг. 4. Трещины на поверхности образца стали 80XН12 после закалки и дополнительного охлаждения в жидком азоте.  $\times 35$ .



Фиг. 5. Микротрещины в закаленной углеродистой стали У12.  $\times 740$ .

чтобы это было связано только с уменьшением количества остаточного аустенита. Можно указать также, что иногда (см. фиг. 3) пониженная вязкость обработанной холодом стали сохраняется в некоторой мере и после отпуска на такие температуры, при которых наблюдается полное разложение остаточного аустенита и, таким образом, должно бы исчезать влияние различий в его количестве в исходном состоянии.

Это заставляет предполагать, что при перегреве и обработке холодом возможны другие, еще более важные, изменения в структуре стали, ответственные за ухудшение пластичности и вязкости. Одним из таких изменений может быть образование микротрещин [9, 10], хотя в отношении влияния перегрева нельзя забывать также и об увеличении концентрации углерода в аустените и, соответственно, в мартенсите.

Поскольку имеются указания на то [9], что микротрещины не устраняются отпуском или даже отжигом, следует ожидать, что понижение вязкости, вызванное закалкой с перегревом или обработкой холодом, может иметь необратимый характер, т. е. может в некоторой мере сохраняться при последующей новой закалке, если бы последняя и проводилась в оптимальных условиях. В этом отношении представляют большой интерес некоторые данные, полученные в прежних работах нашей лаборатории [11].

Есть, однако, важное обстоятельство, которое позволяет дать большинству ранее опубликованных результатов и другое толкование.

Почти все прежние испытания производились на образцах, которые подвергались термической обработке в готовом виде и перед испытаниями не шлифовались. Это означает, что поверхностные трещины, которые могли возникать на поверхности при предварительной закалке или при обработке холодом, не удалялись и могли оказать влияние на результаты испытаний. Между тем, образование таких поверхностных трещин, действительно, неоднократно наблюдалось как при закалке с перегревом, так и при обработке холодом (фиг. 4).

Поэтому результаты более ранних исследований нуждаются в проверке. С этой целью было проведено несколько серий испытаний; предварительной обработке подвергались заготовки (типа, указанного на фиг. 1), из которых после промежуточного смягчающего отпуска на  $700^{\circ}$  изготавливались образцы для окончательных испытаний. Дело в том, что поверхностные трещины, образующиеся при закалке с перегревом или при обработке холодом, как правило, распространяются на небольшую глубину (0,2—0,5 мм от поверхности) и, таким образом, должны удаляться при обточке заготовки до размеров готового образца. Нагрев под окончательную закалку во всех случаях производился в соляной ванне.

Первая группа опытов в этом направлении была проведена на стали марки 9XBF следующего химического состава: 0,96% C; 0,99% Mn; 0,17% Si; 1,1% Cr; 1,13% W. Заготовки длиной 75 мм и диаметром 14 мм подвергались предварительной термической обработке по следующим вариантам: I — закалка от 840, 940, 1040° в масле; II — закалка от 840, 940, 1040° в масле с дополнительным охлаждением в жидком азоте; III — закалка от 840, 940, 1040° в масле, отпуск на 150° в течение 3 час. с дополнительным охлаждением в жидком азоте; IV — закалка от 840, 940, 1040° в соли с температурой 300°, выдержка 6 час. и охлаждение на воздухе; V — контрольный вариант без предварительной закалки.

Для каждого из перечисленных пяти вариантов проводилась дополнительная обработка по следующим режимам: 1 — отпуск на 700° с выдержкой 3 часа и охлаждением с печью; 2 — отжиг на 800° с выдержкой 1 час и охлаждением до 600° со скоростью 20° в час и дальше — с печью; 3 — нормализация от 920° и отжиг по режиму 2. После этого из заготовок изготавливались образцы для испытания на ударное кручение (см.

фиг. 1), которые закаливались окончательно от 840° в масле и отпускались на 150 в течение 3 час.

Результаты испытаний на ударное кручение (средние данные по трем образцам) представлены в табл. 3.

Таблица 3

Влияние условий предварительной обработки на ударную вязкость стали 9ХВГ после закалки от 840° в масле и отпуска на 150°

Варианты предварительной обработки	Ударная вязкость при кручении, ккал	Твердость по R <sub>c</sub>	Варианты предварительной обработки	Ударная вязкость при кручении, ккал	Твердость по R <sub>c</sub>
I-1 от 840°	1,21	61	III-2 от 940	1,68	62
I-1 от 840	1,80	61	III-2 от 1040	1,07	63
I-1 от 1040	1,43	62	IV-2 от 840	1,74	62,3
II-1 от 840	1,21	62	IV-2 от 940	1,07	62,5
II-1 от 940	2,04	61	IV-2 от 1040	1,56	62
II-1 от 1040	0,95	62	V-2	1,10	62
III-1 от 840	2,18	61	I-3 от 840	2,07	63
III-1 от 940	1,82	61,5	I-3 от 940	2,55	63
III-1 от 1040	0,71	62,3	I-3 от 1040	1,00	61
IV-1 от 840	1,69	63	II-3 от 840	1,18	62,5
IV-1 от 940	1,73	62	II-3 от 940	1,88	62,8
IV-1 от 1040	2,13	62	II-3 от 1040	1,38	63,5
V-1	1,90	63	III-3 от 840	1,27	61
I-2 от 840	1,58	62,5	III-3 от 940	2,04	57,5
I-2 от 940	1,68	61	III-3 от 1040	1,01	64
I-2 от 1040	1,67	64	IV-3 от 840	1,57	59,5
II-2 от 840	1,52	62,6	IV-3 от 940	0,39	62,5
II-2 от 940	1,94	62,6	IV-3 от 1040	1,94	63,6
II-2 от 1040	1,35	63	V-3	1,90	59,6
III-2 от 840	1,66	59			

Рассмотрение результатов опытов приводит к заключению, что предварительная термическая обработка, включающая закалку со значительным перегревом и обработку холодом, не оказывает какого-либо закономерного влияния на свойства стали после окончания термической обработки. Можно лишь отметить слабо выраженную тенденцию к ухудшению свойств при повышении температуры предварительной закалки. Таким образом, можно сделать заключение о том, что если микротрещины и образуются при предварительной закалке, то их влияние в значительной мере или полностью устраняется при последующей обработке.

Тем не менее было признано целесообразным подвергнуть этот вывод дополнительной проверке на другой стали. С этой целью 20 заготовок диаметром 12 мм и длиной 70 мм из стали ШХ15 были подвергнуты предварительной обработке по следующим вариантам: I — закалка от 830, 930 и 1030° в масле; II — закалка от 830, 930 и 1030° в масле с дополнительным охлаждением в жидком азоте.

Дополнительная обработка (перед окончательной закалкой) в каждом варианте проводилась по следующим режимам: 1—отпуск на 700° с выдержкой 2 часа и охлаждением на воздухе; 2 — отжиг на 800° с выдержкой 1 час и охлаждением со скоростью 30° в час.

После этого из заготовок для испытаний на ударное кручение вытачивались образцы (см. фиг. 1), которые и закаливались окончательно от 840° в масле (нагрев в соляной ванне с выдержкой 10 мин.) с последующим отпуском на 150° в течение 3 час.

По каждому варианту предварительной обработки испытывалось по 10 образцов. Средние результаты испытаний представлены в табл. 4.

Таблица 4

Влияние условий предварительной термической обработки на ударную вязкость стали марки ШХ15 после нормальной закалки от 840° в масле и отпуска на 150°

Варианты предварительной обработки	Ударная вязкость при кручении, ккал	Твердость по R <sub>c</sub>	Варианты предварительной обработки	Ударная вязкость при кручении, ккал	Твердость по R <sub>c</sub>
I-1 от 830°	2,01	62-64	I-2 от 830	2,94	62-64
I-1 от 930	2,47	62-64	I-2 от 930	2,84	62-65
I-1 от 1030	1,76	62-64	I-2 от 1030	2,72	62-64
II-1 от 830	2,98	62-64	II-2 от 830	2,90	62-64
II-1 от 930	1,29	62-64	II-2 от 930	2,84	62-64
II-1 от 1030	2,63	62-64	II-2 от 1030	1,62	62-64

Как видно из таблицы, и в этой серии испытаний никакого закономерного влияния предварительной обработки на ударную вязкость стали не наблюдается. Однако этими данными вопрос о роли трещин в падении вязкости стали при обработке холодом, конечно, не снимается.

Наличие трещин в стали, закаленной с перегревом, даже и без обработки холодом, — экспериментально установленный факт (фиг. 5), и трудно предположить, чтобы это обстоятельство не оказывало влияния на механические свойства стали.

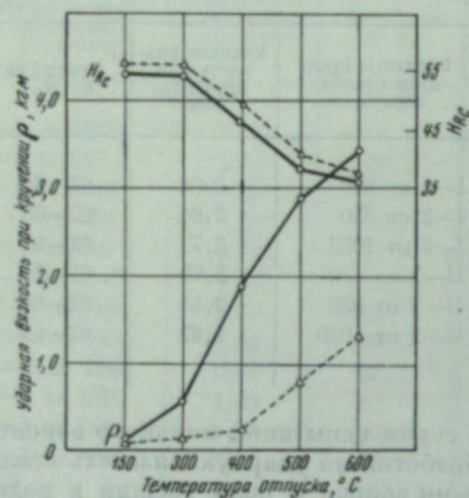
Выше уже указывалось (см. фиг. 3), что неблагоприятное влияние обработки холодом бывает иногда и при отпуске стали выше интервала распада остаточного аустенита. Это ярко иллюстрирует фиг. 6, на которой представлена ударная вязкость при кручении шарикоподшипниковой стали, дополнительно легированной никелем, после закалки от 980° в масле и аналогичной закалки с последующим охлаждением в жидком азоте в зависимости от температуры отпуска. При отпуске на 150° в обоих случаях вязкость практически равна нулю, что вполне объясняется высокой температурой закалки. Однако с повышением температуры отпуска вязкость стали, не подвергавшейся обработке холодом, заметно возрастает. В стали, обработанной холодом, это повышение вязкости практически отсутствует до температуры отпуска 400°, да и при более высоком отпуске (500—600°) вязкость остается ненормально низкой.

В этих испытаниях, однако, опять-таки не исключается влияние образующихся при обработке холодом поверхностных трещин, поскольку обработка производилась на готовых образцах, не подвергавшихся перед испытаниями никакой дополнительной механической обработке.

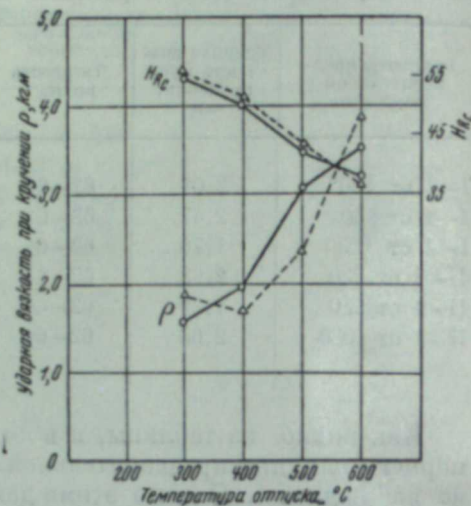
Поэтому дополнительно были проведены аналогичные испытания уже на стандартной стали марки ШХ15 с тем, однако, отличием, что термическая обработка производилась на заготовках (см. фиг. 1), из которых путем шлифовки рабочей части с диаметра 8 мм до диаметра 5 мм изготовлялись образцы для испытаний. Снятие слоя толщиной 1,5 мм, конечно, было вполне достаточным для удаления поверхностных дефектов (трещин). Тем не менее, как видно из фиг. 7, влияние обработки холодом

сохранилось, хотя и в сильно ослабленной степени по сравнению с результатами испытаний, приведенными на фиг. 6.

Понятно, что поверхностные трещины оказывают более сильное влияние, чем микротрещины: во-первых, трещины, образующиеся при обработке холодом на поверхности образцов, имеют несравненно большие размеры; во-вторых, располагаясь на поверхности, они оказываются особенно вредными при испытаниях на кручение, когда поверхностные слои являются наиболее нагруженными. Вместе с тем, по видимому, и образование микротрещин может, по крайней мере в некоторых случа-



Фиг. 6. Ударная вязкость при кручении и твердость стали 90ХН2 после закалки от 980° в масле (сплошные кривые) и после дополнительного охлаждения в жидком азоте (пунктирные кривые) в зависимости от температуры отпуска.



Фиг. 7. Ударная вязкость при кручении и твердость стали ШХ15 после закалки от 980° в масле (сплошные кривые) и дополнительного охлаждения в жидком азоте (пунктирные кривые) в зависимости от температуры отпуска.

ях, приводить к необратимому ухудшению вязкости стали, сохраняющемуся при повторной термической обработке.

Необходимо указать еще на одно важное обстоятельство, недоучет которого может привести к ошибочным выводам. Характер предварительной обработки в инструментальных сталях влияет на исходную структуру (перед новой закалкой), изменяя степень растворения карбидной фазы при нагреве под закалку, и тем самым изменяя концентрацию углерода в мартенсите, что может существенно изменить свойства закаленной стали. Концентрация углерода в мартенсите соответствует, как известно, концентрации углерода в аустените, а с последней непосредственно связано положение мартенситной точки. Поэтому о степени насыщения аустенита и мартенсита углеродом очень удобно судить по положению мартенситной точки.

На фиг. 8 показано изменение мартенситной точки в зависимости от продолжительности нагрева тонких магнитометрических образцов стали ШХ15 диаметром 2,4 мм и длиной 50 мм в ванне из расплавленного олова для исходной структуры нормального зернистого цементита, получающегося при заводском отжиге, и для исходной структуры тонкопластинчатого перлита, полученного дополнительной нормализацией.

Хорошо видно, что предварительная нормализация резко изменяет кинетику растворения карбидов при нагреве. При нагреве стали со структурой зернистого перлита на 830° равновесная концентрация аустенита не достигается еще в течение часа, тогда как при пластинчатом пер-

лите для этого достаточно 10 мин. Только при повышении температуры нагрева до 860° процесс растворения карбидной фазы при исходной структуре зернистого перлита происходит примерно с такой же скоростью, с какой растворяются карбиды пластинчатой структуры при 830°.

Совершенно ясно, что, рассматривая механические свойства такой стали в зависимости от режима предварительной обработки, необходимо считаться с возможными изменениями кинетики растворения карбидной фазы. Следует ожидать, что предварительная закалка от повышенных температур, даже при условии последующего высокого отпуска, должна



Фиг. 8. Влияние исходной структуры и продолжительности нагрева на положение мартенситной точки стали ШХ15.

способствовать большему насыщению аустенита углеродом при нагреве под окончательную закалку, а следовательно, способствовать и некоторому понижению вязкости стали.

Аналогичное, только еще более сильное, влияние должна оказывать тогда и предварительная нормализация. Вместе с тем, такое влияние предварительной обработки должно исчезать, если сталь после высокой предварительной закалки или нормализации подвергается нормальному отжигу на структуру зернистого цементита.

Сказанное подтверждается результатами испытаний, представленными в табл. 5, в которой приводятся средние данные для трех образцов. Предварительная обработка осуществлялась на заготовках диаметром 12 мм и длиной 70 мм, из которых после высокого отпуска (на 700°) или нормального отжига (на 800° с медленным охлаждением) изготовлялись образцы на ударное кручение после окончательной закалки. Последняя производилась от 890° для образцов, проходивших предварительную закалку, и от 840° — для нормализованных образцов.

То обстоятельство, что не наблюдается неблагоприятного влияния обработки холодом по сравнению с обычной закалкой в масле, во-первых, и наличие уменьшения ударной вязкости под влиянием повышения температуры предварительной закалки в соли 300° и даже в результате предварительной нормализации, во-вторых, не дает оснований связывать влияние предварительной обработки с возникновением микротрещин. Очевидно, влияние предварительной обработки связано в данном случае с вызываемыми этой обработкой изменениями структуры перед окончательной закалкой; естественно поэтому, что промежуточный отжиг, выравнивающий исходную структуру, практически полностью снимает неблагоприятный эффект предварительной обработки.

Таблица 5

## Влияние предварительной обработки на ударную вязкость стали ШХ15

Предварительная обработка	Окончательная обработка	Ударная вязкость при кручении, ккал
Закалка с 880° в масле, отпуск на 700°	Закалка с 890° и отпуск на 150°	2,80
Закалка с 880° в масле + охлаждение в жидком азоте, отпуск на 700°	То же	2,32
Закалка с 880° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе, отпуск на 700°	» »	2,50
Закалка с 980° в масле, отпуск на 700°	» »	1,69
Закалка с 980° в масле + охлаждение в жидком азоте, отпуск на 700°	» »	1,32
Закалка с 980° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе, отпуск на 700°	» »	1,52
Закалка с 1080° в масле, отпуск на 700°	» »	1,02
Закалка с 1080° в масле + охлаждение в жидком азоте, отпуск на 700°	» »	1,51
Закалка с 1080° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе, отпуск на 700°	» »	0,46
Закалка с 880° в масле, отжиг на 800°	» »	2,70
Закалка с 880° в масле + охлаждение в жидком азоте и отжиг на 800°	» »	3,26
Закалка с 880° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе и отжиг на 800°	» »	2,85
Закалка с 980° в масле, отжиг на 800°	» »	3,00
Закалка с 980° в масле + охлаждение в жидком азоте и отжиг на 800°	» »	3,49
Закалка с 980° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе и отжиг на 800°	» »	3,53
Закалка с 1080° в масле, отжиг на 800°	» »	2,70
Закалка с 1080° в масле + охлаждение в жидком азоте и отжиг на 800°	» »	2,41
Закалка с 1080° в соли (300°), выдержка 12 час., охлаждение на воздухе и отжиг на 800°	» »	2,40
Нормализация от 880°, отпуск на 700°	Закалка с 840° и отпуск на 150°	2,14
Нормализация от 980°, отпуск на 700°	То же	1,00
Нормализация от 1080°, отпуск на 700°	» »	0,27
Нормализация от 880°, отжиг на 800°	» »	2,06
Нормализация от 980°, отжиг на 800°	» »	1,60
Нормализация от 1080°, отжиг на 800°	» »	3,31

Из всего сказанного следует сделать заключение о том, что обработка холодом оказывает неблагоприятное влияние на вязкость и пластичность инструментальных легированных сталей. Механизм этого влияния достаточно сложен и включает в себя следующие три явления: уменьшение количества остаточного аустенита, образование микротрещин и образование поверхностных трещин. Несомненно, наиболее существенно влияние последних. Относительную роль уменьшения количества остаточного аустенита и микротрещин оценить трудно. Связанное с обработкой холодом необратимое ухудшение вязкости, сохраняющееся после новой нормальной закалки, обусловлено, по видимому, почти исключительно действием поверхностных трещин.

Механизм образования этих поверхностных трещин рассматривается ниже.

## ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Влияние остаточного аустенита и обработки холодом на механические свойства конструкционных легированных сталей изучалось в ряде более ранних работ лаборатории металловедения Института физики металлов Уральского филиала АН СССР [12—16].

Общий вывод из этих исследований сводится к тому, что уменьшение количества остаточного аустенита, связанное с обработкой холодом, сопровождается некоторым падением ударной вязкости при одновременном повышении предела текучести, предела прочности и твердости. Естественно, что это влияние имеет место только при условии, что температура последующего отпуска не превышает интервала распада остаточного аустенита.

Вместе с тем фактические изменения твердости, предела прочности и ударной вязкости, вызываемые обработкой холодом, в конструкционной стали, подвергнутой перед этим нормальной закалке в масле или, тем более, в воде, очень невелики. Несколько больше обработка холодом отражается на величине предела текучести.

Это вполне естественно, поскольку количество остаточного аустенита в конструкционных сталях при нормальной закалке вообще очень невелико и редко превышает 4—6%. Кроме того, относительно высокая температура (300—350°) начала мартенситного превращения в этих сталях приводит к значительному развитию стабилизации аустенита в процессе самой закалки, вследствие чего снижается эффективность последующего охлаждения в область отрицательных температур в отношении степени превращения остаточного аустенита. В особых случаях, имеющих, впрочем, немаловажное практическое значение, когда условия охлаждения при закалке способствуют резкому увеличению количества остаточного аустенита (до 15—26%), соответственно возрастает и влияние обработки холодом на механические свойства. Ниже приводятся несколько типичных примеров.

В табл. 6 представлены механические свойства стали марки 37ХНЗА в зависимости от способа закалки и дополнительного охлаждения в жидком азоте. Химический состав стали 37ХНЗА: 0,34% С; 0,53% Мп; 0,36% Si; 1,32% Cr; 3,50% Ni; 0,016% Р. Закалка производилась с 850°, окончательный отпуск на 200° с выдержкой 1 час. При закалке в воде или в холодном масле обработка холодом практически не отражается на ударной вязкости, хотя предел текучести заметно повышается. При закалке на воздухе, которая в указанной стали часто приводит к повышенному количеству остаточного аустенита, как и при равнозначной ей закалке в ванне (500°), обработка холодом заметно сказывается и на величине ударной вязкости. Это же можно видеть и при закалке в ванне (350°), которая дает в этой стали резко повышенное количество остаточного аустенита [12].

Для хромо-молибденово-алюминиевой стали марки 38ХМЮА аналогичная закалка, сопровождающаяся частичным распадом аустенита в промежуточной ступени, приводит к получению резко увеличенного количества остаточного аустенита (до 25% против 5% при обычной закалке в масле); соответственно почти вдвое повышается ударная вязкость (примерно с 5—6 до 10—12 кгм/см<sup>2</sup>) [16]. Однако это повышение ударной вязкости почти полностью ликвидируется в результате дополнительного охлаждения в жидком азоте соответственно уменьшению количества остаточного аустенита в структуре (фиг. 9).

Таблица 6

Влияние способа закалки и обработки холодом на механические свойства конструкционной хромо-никелевой стали 37ХН3А (закалка с 850°; отпуск на 200° с выдержкой 1 час)

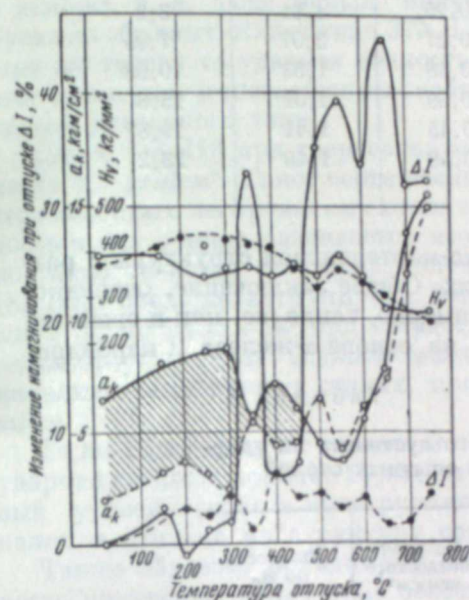
Охлаждающая среда	$\sigma_e$	$\sigma_a$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	Ударная вязкость, кгм/см <sup>2</sup>
	кг/мм <sup>2</sup>			%		
Вода . . . . .	123,2	140,0	193,0	14,7	48,7	7,63
То же + жидкий азот . . . . .	130,6	149,5	187,0	12,6	50,8	7,27
Масло . . . . .	121,8	136,5	184,0	11,9	50,1	7,63
То же + жидкий азот . . . . .	125,6	173,5	190,0	10,2	46,0	7,25
Воздух . . . . .	128,4	146,0	191,5	14,5	46,6	8,12
То же + жидкий азот . . . . .	130,8	168,5	190,0	9,7	43,4	7,0
Масло 150°, выдержка 3 часа, охлаждение на воздухе . . . . .	122,5	141,0	185,5	12,9	49,7	7,82
То же + жидкий азот . . . . .	113,2	152,5	188,0	11,0	43,5	7,82
Масло 200°, выдержка 3 часа, охлаждение на воздухе . . . . .	86,5	167,0	185,0	11,7	43,4	8,57
То же + жидкий азот . . . . .	107,9	161,5	190,5	11,0	42,0	7,50
Соль 350°, выдержка 3 часа, охлаждение на воздухе . . . . .	82,0	114,5	137,5	13,3	44,7	8,10
То же + жидкий азот . . . . .	85,1	120,5	139,5	11,3	45,0	7,0
Соль 500°, выдержка 15 мин., охлаждение на воздухе . . . . .	125,1	142,5	191,0	12,1	44,1	8,34
То же + жидкий азот . . . . .	127,4	162,5	188,5	11,5	42,7	7,20

В этой же работе [16] аналогичный эффект глубокого охлаждения был продемонстрирован и для обычной закалки, не сопровождающейся распадом аустенита в промежуточной ступени. Для этого был применен способ закалки, обеспечивающий минимальное количество остаточного аустенита, в сопоставлении с закалкой такого же типа (т. е. с мартенситным превращением аустенита), но дающей, напротив, несколько повышенное количество остаточного аустенита. Образцы хромо-никелевой стали 37ХН3А, содержащей 0,43% С; 1,42% Cr и 3,8% Ni, закаливались в ванне с 550° и после 5-минутной выдержки при этой температуре переносились: одна часть — в жидкий азот, другая — в масло с температурой 200°. После 30-минутной выдержки образцы, закаленные в масле на 200°, охлаждались на воздухе. Магнитные измерения подтвердили, что закалка с непрерывным охлаждением от 550 до —190°, действительно, характеризуется очень малым количеством остаточного аустенита, а именно около 3—4% по сравнению с 10% для закалки в масле с температурой 200°. Результаты испытаний на ударную вязкость представлены на фиг. 10.

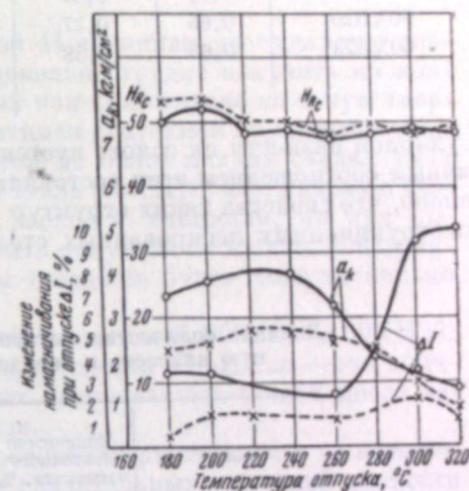
Необходимо заметить, что наблюдавшееся в упомянутых исследованиях падение ударной вязкости в результате обработки холодом не может быть связано с возникновением поверхностных трещин, о которых шла речь в предыдущем разделе, так как вся термическая обработка производилась на образцах без надреза, который изготовлялся затем при помощи наждачного круга. Стандартная глубина надреза (2 мм) заведомо обеспечивала удаление поверхностных дефектов (если бы они имели место), и тем самым практически устранялась возможность их влияния на величину ударной вязкости.

Таким образом, приведенные материалы не оставляют сомнения в том, что остаточный аустенит в структуре закаленной конструкционной стали,

действительно, является составляющей, которая повышает вязкость стали; превращение остаточного аустенита в мартенсит при обработке холодом приводит к вполне заметному падению ударной вязкости и повышению прочностных характеристик (предела текучести и предела прочности). В тех случаях, когда количество остаточного аустенита после закалки невелико, эффект обработки холодом в отношении ударной вязко-



Фиг. 9. Влияние обработки холодом (пунктирные кривые) на твердость, количество остаточного аустенита и ударную вязкость стали 38ХМЮА в зависимости от температуры отпуска.



Фиг. 10. Влияние количества остаточного аустенита на изменение ударной вязкости: сплошные кривые — закалка от 1175° в соли при 550° с выдержкой 5 мин.; перенос в масло при 200° с выдержкой 30 мин. и охлаждением на воздухе; пунктирные кривые — закалка от 1175° в соли при 550° с выдержкой 5 мин. и охлаждением в жидком азоте.

сти почти не наблюдается и еще менее заметен в относительном удлинении или сжатии (см. табл. 6), оставаясь, однако, вполне ощутимым для предела текучести.

В особых случаях, когда при закалке получается повышенное количество остаточного аустенита, эффект обработки холодом соответственно возрастает. Новые данные, полученные на ряде сталей промежуточного типа между конструкционными и инструментальными сталями, вполне подтверждают это заключение.

В табл. 7 и 8 приводится химический состав и результаты испытаний сталей нескольких марок, различающихся по содержанию в них никеля. Образцы этих сталей закаливались от 900° в масле, часть их дополнительно охлаждалась в жидком азоте, и затем все образцы были отпущены на 200° с выдержкой 1 час. Количество остаточного аустенита определялось магнитометрическим методом (по методу Штеблеяна — Шротера, приведенному в работе Б. Г. Лифшица [17]). Размер образцов 10 × 10 × 60 мм, стандартный надрез по Менаже изготовлялся перед испытанием при помощи наждачного круга.

Табл. 8 интересна еще тем, что содержащиеся в ней данные позволяют оценить возможность получения выгодных сочетаний твердости

Таблица 7

## Химический состав опытных сталей

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni
60XH	0,61	0,35	0,44	1,44	0,35
60XH4	0,64	0,22	0,25	1,61	3,9
60XH8	0,55	0,38	0,27	2,07	7,95
60XH11	0,60	0,46	0,48	1,53	10,98
60XH16	0,60	0,41	0,39	1,51	15,8
60XH20	0,65	0,37	0,45	1,41	19,87
60XH23	0,63	0,38	0,58	1,49	23,2

и ударной вязкости на основе аустенитно-мартенситной структуры с различным соотношением этих составляющих. Общее заключение, очевидно, таково, что свойства таких структур примерно такие же, как и свойства конструкционных легированных сталей на основе  $\alpha$ -железа и карбидов.

Таблица 8

## Влияние количества остаточного аустенита на ударную вязкость и твердость опытных сталей

Сталь	Количество остаточного аустенита, %	Ударная вязкость, $\text{кгм/см}^2$	Твердость по $R_c$
60XH	11,8	1,15	59,5
	7,8	0,95	60,5
60XH4	22,8	3,2	55,5
	12,5	2,25	58,0
60XH8	47,0	4,3	50,0
	15,0	2,5	56,5
60XH11	89,5	7,3	20,0
	27,5	6,55	51,0
60XH16	98,0	18,3	17,5
	39,5	8,45	44,0
60XH20	98,0	18,0	13,0
	70,0	13,3	30,0
60XH23	97,9	18,5	13,0
	98,8	16,6	17,0

Так, например, сталь 60XH при твердости, равной 60 единицам, имеет ударную вязкость около  $1 \text{ кгм/см}^2$ , т. е. примерно такую же, которую можно получить для обычной стали типа шарикоподшипниковой стали ШХ15. В стали 60XH4 при твердости 55 единиц ударная вязкость получается  $3 \text{ кгм/см}^2$ , такие же примерно показатели и у обычных штамповых сталей вроде 5XHM после закалки и низкого отпуска.

Сталь 60XH8 при твердости, равной 50 единицам, имеет вязкость  $4 \text{ кгм/см}^2$ , т. е. даже меньше получаемой после закалки и низкого отпуска на обычных сталях типа 37XH3A или 35XГСА. В стали 60XH11 при этой же твердости ударная вязкость может составлять около  $6,5 \text{ кгм/см}^2$ , что примерно и соответствует свойствам легированных конструкционных сталей указанного типа.

Сталь 60XH16 при твердости, равной 44 единицам, дает ударную вязкость  $8,5 \text{ кгм/см}^2$ . Такое соотношение довольно трудно получить на конструкционных легированных сталях, так как при отпуске на такую твердость в них обычно развивается необратимая отпускная хрупкость; однако такие свойства без труда получают на более мягких сталях типа 18XНВА после низкого отпуска. Эта же сталь (60XH16) дает ударную вязкость около  $18 \text{ кгм/см}^2$  при твердости, равной 17 единицам, но при высоком отпуске такая вязкость может быть получена на многих конструкционных легированных сталях, причем твердость будет даже несколько выше.

То же самое следует сказать и о свойствах сталей 60XH20 и 60XH23: ударная вязкость порядка  $13 \text{ кгм/см}^2$  при твердости 30 единиц — это обычный уровень свойств конструкционных легированных сталей после закалки и отпуска на структуру сорбита.

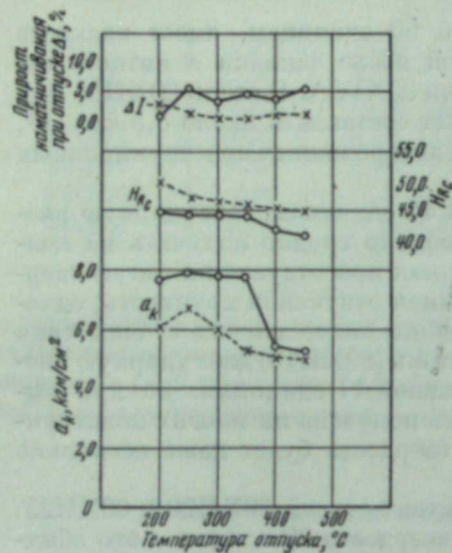
Таким образом, повидимому, нет оснований рассчитывать на возможность получения каких-либо особенно значительных сочетаний вязкости и твердости на основе аустенитно-мартенситных структур, существенно отличающихся от тех, которые могут быть получены в обычных сталях, используемых в состоянии ферритно-карбидных смесей с различными количественным соотношением и дисперсностью этих составляющих. Этот интересный вопрос заслуживает, впрочем, более подробного изучения, так как результаты, подобные представленным в табл. 10, следовало бы дополнить испытаниями на порог хладноломкости.

Несколько более подробно влияние обработки холодом на ударную вязкость и твердость показано на фиг. 11 и 12, на которых даны результаты испытаний двух хромо-никелевых сталей с обычным для конструкционных сталей содержанием углерода (0,38 — 0,39%), но с значительно повышенным содержанием никеля (6,68 и 11,68%). Цель повышения содержания никеля в этих опытных сталях — несколько увеличить количество остаточного аустенита и тем самым более отчетливо выявить влияние обработки холодом. В испытаниях, результаты которых представлены на фиг. 11, образцы Менаже после закалки с  $1150^\circ$  в масле подвергались немедленному однократному охлаждению в жидком азоте с непродолжительной выдержкой (около 5 мин.) и последующим нагревом до комнатной температуры на воздухе. Испытания на ударную вязкость производились после отпуска на  $200-450^\circ$  с выдержкой 1 час.

Обработка холодом сопровождалась значительным возрастанием интенсивности намагничивания (на 48% по отношению к состоянию после закалки), указывающим на существенное уменьшение количества остаточного аустенита. Соответственно этому наблюдалось заметное повышение твердости и падение ударной вязкости. Характерно, что различие в ударной вязкости сглаживается при отпуске на  $400-450^\circ$ , хотя магнитные измерения обнаруживают при таком отпуске лишь очень не-

значительную степень распада остаточного аустенита (прирост интенсивности намагничивания меньше 10%).

Аналогичные испытания стали 40ХН6, результаты которых представлены на фиг. 12, отличаются режимом применявшейся обработки холодом. Работами Г. В. Курдюмова и О. П. Максимовой [18, 19] установлена возможность полного или частичного подавления мартенситного



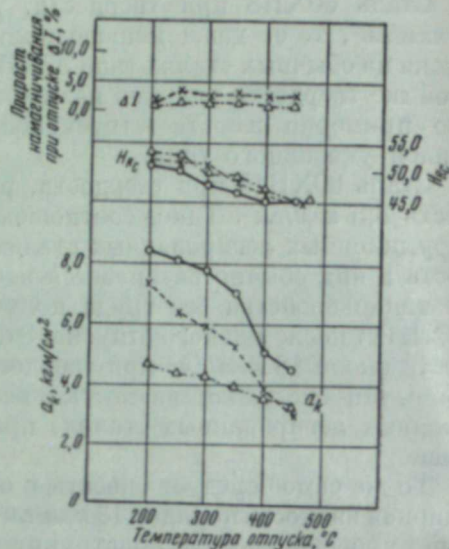
Фиг. 11. Ударная вязкость и твердость стали 40ХН12 в зависимости от температуры отпуска:

сплошные кривые — закалка в масле; пунктирные кривые — закалка в масле и охлаждение в жидком азоте.

превращения в результате быстрого охлаждения в области отрицательных температур. В этом случае можно наблюдать развитие или продолжение превращения при нагреве от температуры жидкого азота. В связи с этим следует ожидать, что повторное охлаждение в жидком азоте с промежуточным медленным нагревом до комнатной температуры должно способствовать наиболее полному превращению остаточного аустенита и, соответственно, наиболее сильному влиянию такой обработки на свойства стали.

На фиг. 12 сопоставлены ударная вязкость и твердость стали 40ХН6 после закалки в масле, после такой же закалки, дополненной однократным охлаждением в жидком азоте с последующим нагревом образцов до комнатной температуры на воздухе и, наконец, после 5-кратного охлаждения в жидком азоте с медленным нагревом от температуры азота. В последнем случае образцы каждый раз оставались в 10-литровом сосуде Дюара до полного испарения жидкого азота. Такая «усиленная» обработка холодом привела к существенно более сильному снижению ударной вязкости не только по сравнению с обычной закалкой в масле, но и по сравнению с однократным охлаждением в жидком азоте. При этом прирост интенсивности намагничивания после однократной обработки азотом составлял 7,5%, после пятикратной обработки — 19%.

На фиг. 12 видно, какую большую роль играет иногда остаточный аустенит для ударной вязкости закаленной стали: даже неполное превращение его в мартенсит приводит к снижению вязкости в два раза. Специ-



Фиг. 12. Ударная вязкость и твердость стали 40ХН6 в зависимости от температуры отпуска:

сплошные кривые — закалка в масле; пунктирные кривые — закалка в масле и однократное охлаждение в жидком азоте; пунктир с точкой — закалка в масле и пятикратное охлаждение в жидком азоте.

альными испытаниями было установлено, что это снижение ударной вязкости, вызываемое обработкой холодом, не связано с возникновением каких-либо поверхностных дефектов (как уже упоминалось, во всех приведенных выше испытаниях образцы надрезались непосредственно перед испытанием на ударную вязкость — после завершения термической обработки); с другой стороны, при повторной закалке образцов, подвергавшихся обработке холодом, не было обнаружено какого-либо «остаточного» понижения ударной вязкости.

Приведенные материалы позволяют сделать заключение о том, что обработка холодом конструкционных легированных сталей влияет на их механические свойства в направлении некоторого снижения вязкости и пластичности и повышения характеристик прочности, в особенности предела текучести. Падение ударной вязкости в этих сталях обусловлено, по видимому, только непосредственно уменьшением количества остаточного аустенита. В случае нормальной закалки в масле или в воде, когда количество остаточного аустенита невелико, ухудшение вязкости, связанное с обработкой холодом, весьма незначительно. Напротив, оно становится очень заметным при закалке на повышенное количество остаточного аустенита или когда повышенное количество аустенита обусловлено характером легирования стали. Остаточный аустенит, несомненно, играет роль «вязкого цемента» в структуре закаленной стали и в некоторых случаях превращение его в мартенсит приводит к понижению ударной вязкости более чем в два раза.

#### ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦЕМЕНТУЕМЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Рассматриваемый в настоящей работе вопрос о влиянии обработки холодом на механические свойства закаленной стали представляет наибольший практический интерес в связи с применением такой обработки к цементуемым деталям из легированных сталей. Именно в этом случае обработка холодом кажется наиболее эффективной, так как вызывает дополнительное повышение твердости и, согласно некоторым данным, приводимым в монографии В. Г. Воробьева [1], также повышение износостойкости закаленных деталей. С другой стороны, именно в этом случае наибольшую опасность представляет связанное с обработкой холодом понижение вязкости и пластичности стали.

Имеющиеся данные о фактическом понижении пластичности и вязкости цементуемых сталей в результате применения обработки холодом существенно противоречивы [1]. Имеются указания на некоторое понижение прочности при изгибе, составляющее 10—20%, и значительное уменьшение стрелы прогиба, достигающее 30—40%. При этом наблюдалось и небольшое повышение прочности при незначительном понижении стрелы прогиба или даже при полном отсутствии признаков уменьшения пластичности. Ударная вязкость обычных образцов с надрезом, по некоторым данным, вообще не изменяется под влиянием обработки холодом. Ожидаемое (в связи с ростом твердости) повышение предела усталости оказалось весьма незначительным и неустойчивым. В ряде работ отмечается весьма благоприятное влияние шлифовки образцов перед испытанием на характеристики прочности и пластичности при изгибе и предел усталости. Как справедливо отмечает В. Г. Воробьев, оценка механических свойств цементованных образцов представляет значительные трудности. Большинство имеющихся данных относится к испытанию на статический изгиб при односторонней или двусторонней (несквозной) цементации пластинок из исследуемых сталей; некоторые заключения основываются на



аналогичных испытаниях сталей, имитирующих состав цементованного слоя.

Общее заключение В. Г. Воробьева о влиянии обработки холодом на механические свойства цементованных сталей сводится к тому, что такая обработка гарантирует получение высокой поверхностной твердости и, следовательно, — уменьшение износа деталей в эксплуатации. Другие прочностные свойства изменяются в меньшей степени. Наряду с повышением прочности иногда может наблюдаться и понижение некоторых свойств.

Этот весьма оптимистический вывод находится, однако, в резком противоречии с данными работы В. Д. Садовского, Н. А. Чупраковой, П. Е. Воронова и М. П. Брауна [2], в которой влияние обработки холодом на вязкость цементуемых сталей исследовалось методом ударного скручивания. Авторы указанной работы отмечают катастрофическое понижение ударной вязкости цементованных образцов и образцов из сталей, имитирующих состав цементованного слоя, в результате обработки холодом. Они отмечают также возможность необратимого ухудшения свойств таких сталей при обработке холодом, сохраняющегося после новой обычной закалки, что указывает, по мнению авторов упомянутой работы, на возникновение микротрещин.

С целью проверки и уточнения данных этой работы [2] была предпринята новая серия испытаний на сталях, химический состав которых дан в табл. 9.

Таблица 9

Химический состав исследованных сталей, %

Сталь	C	Cr	Ni	W	Mn	Si
20X2H4B	0,20	2,25	4,07	0,86	0,35	0,28
15X2H2B	0,15	2,24	2,14	0,95	0,29	0,21
15X2H3	0,15	2,18	3,49	—	0,37	0,23
18X2H2	0,18	2,26	2,30	—	0,34	0,18
117XH4B	1,17	1,64	4,20	1,14	0,44	0,33
120XH4	1,20	1,60	3,74	—	0,52	0,36

При проведении испытаний применялась такая же методика, как при испытаниях, данные которых приведены в указанной работе [2], с тем лишь отличием, что в ряде случаев, параллельно с образцами на ударное кручение, обрабатывались магнитометрические образцы (диаметром 3 мм и длиной 50 мм), благодаря чему была возможность судить об изменениях в количестве остаточного аустенита. Ударные и магнитометрические образцы малоуглеродистых сталей подвергались предварительно цементации при 920° с выдержкой 36 час. для ударных образцов и 18 час. — для магнитометрических.

Охлаждение после цементации производилось на воздухе, вместе с ящиками. Все образцы подвергались затем нормализации от 920° и отпуску на 630—660° с выдержкой 4 часа. Нагрев под нормализацию и закалку осуществлялся в соляной ванне. По каждому варианту термической обработки испытывалось не менее трех—пяти образцов.

В табл. 10 демонстрируется «нормальный» эффект обработки холодом — ударная вязкость падает соответственно уменьшению количества остаточного аустенита.

В табл. 11 приведены аналогичные данные для сталей 120XH4, 117XH4B и 20X2H4B, закалившихся с различных температур.

Таблица 10

Влияние обработки холодом на ударную вязкость и количество остаточного аустенита после отпуска на 150°

Сталь	Термическая обработка	Остаточный аустенит, %	Ударная вязкость при кручении, кгм
20X2H4B	Закалка с 800° в масле . . . . .	49,0	0,51
20X2H4B	То же + жидкий азот . . . . .	14,0	0,18
15X2H3	Закалка с 800° в масле . . . . .	38,5	0,92
15X2H3	То же + жидкий азот . . . . .	17,5	0,42
15X2H2B	Закалка с 800° в масле . . . . .	31,5	0,23
15X2H2B	То же + жидкий азот . . . . .	14,0	0,11
18X2H2	Закалка с 800° в масле . . . . .	23,0	0,39
18X2H2	То же + жидкий азот . . . . .	11,0	0,03

Повышение температуры закалки приводит даже к повышению вязкости в соответствии с возрастанием количества остаточного аустенита и

Таблица 11

Влияние обработки холодом на ударную вязкость после отпуска на 150°

Термическая обработка	Остаточный аустенит, %	Ударная вязкость при кручении, кгм	Твердость по R <sub>c</sub>
Сталь 120XH4			
Закалка с 800° в масле . . . . .	40,5	0,64	58,3
То же + жидкий азот . . . . .	18,5	0,16	62,5
Закалка с 900° в масле . . . . .	67,5	2,74	48,0
То же + жидкий азот . . . . .	21,0	0,02	60,3
Закалка с 1000° в масле . . . . .	80,5	1,66	18,0
То же + жидкий азот . . . . .	26,5	0,06	59,6
Сталь 117XH4B			
Закалка с 800° в масле . . . . .	61,5	0,08	57,6
То же + жидкий азот . . . . .	22,5	0,06	62,0
Закалка с 900° в масле . . . . .	75,0	2,27	32,0
То же + жидкий азот . . . . .	25,5	0,06	61,5
Закалка с 1000° в масле . . . . .	85,0	2,39	21,0
То же + жидкий азот . . . . .	35,0	0,15	55,0
Сталь 20X2H4B			
Закалка с 800° в масле . . . . .	49,0	0,72	—
То же + жидкий азот . . . . .	14,5	0,27	—
Закалка с 900° в масле . . . . .	—	1,92	—
То же + жидкий азот . . . . .	24,0	0,08	—
Закалка с 1000° в масле . . . . .	—	1,66	—
То же + жидкий азот . . . . .	30,0	0,71	—

падением твердости. Однако обработка холодом вызывает резкое снижение вязкости. Характерно, что падение вязкости меньше у стали 20X2H4B.

В табл. 12 представлено влияние предварительной закалки с обработкой холодом на ударную вязкость после новой нормальной закалки с 800° в масле и отпуска на 150°. Образцы закаливались с 800, 900 и 1000° в масле и затем охлаждались в жидком азоте. После отпуска на 640° в течение 4 час. все образцы вновь закаливались с 800° в масле и отпускались на 150° с выдержкой 3 часа.

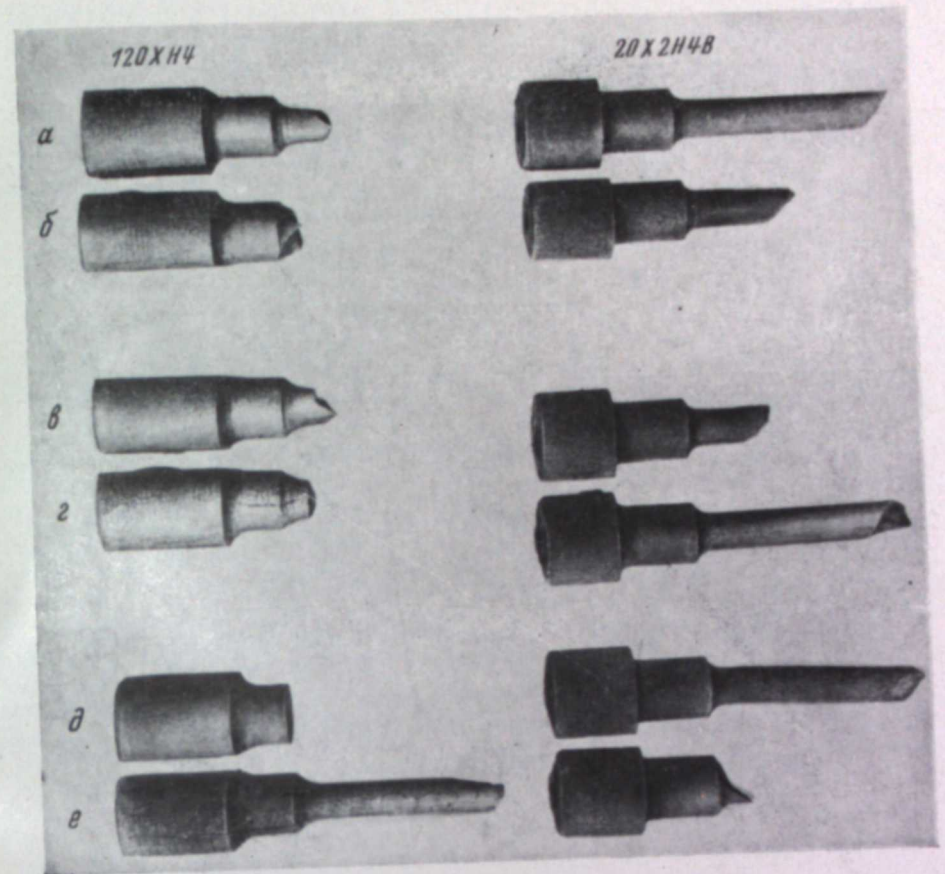
Таблица 12

Влияние предварительной обработки холодом на ударную вязкость после окончательной закалки с 800° и отпуска на 150°

Условия предварительной обработки	Остаточный аустенит, %	Ударная вязкость при кручении, кжм	Твердость по $R_c$
Сталь 120XН4			
Закалка с 800° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	27,5	0,49	60,5
Закалка с 900° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	30,0	0,00	60,0
Закалка с 1000° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	32,8	0,12	58,0
Сталь 117XН4В			
Закалка с 800° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	37,0	0,14	59,0
Закалка с 900° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	38,5	0,15	56,0
Закалка с 1000° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	41,5	0,12	55,0
Сталь 20X2H4B			
Закалка с 800° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	—	0,94	—
Закалка с 900° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	31,5	0,54	—
Закалка с 1000° в масле, обработка холодом, отпуск на 640°	33,5	1,66	—

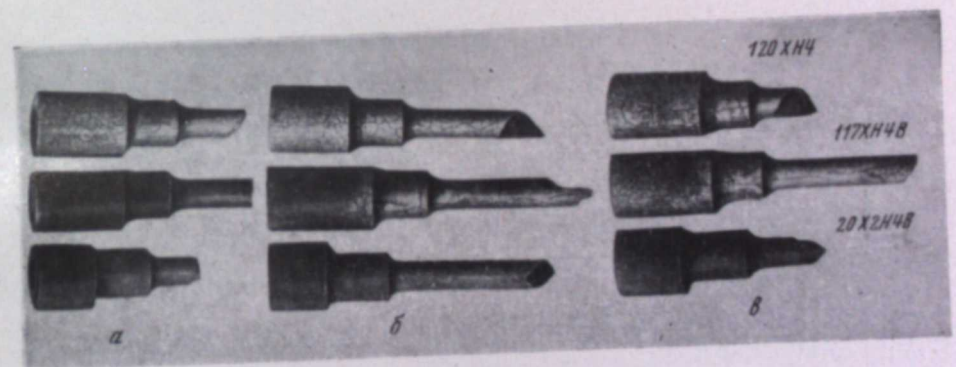
В сталях 117XН4В и 120XН4 предварительная обработка привела к понижению вязкости после новой нормальной закалки, тем более резко, чем выше была температура предварительной закалки. Напротив, в цементованной стали 20X2H4B предварительная обработка мало или совсем не сказалась на значениях ударной вязкости после новой закалки.

Примерно такие же результаты получились и тогда, когда образцы подвергались обработке холодом после нормализации (табл. 13). В этом случае обработка холодом также резко снизила ударную вязкость сталей 117XН4В и 120XН4 и, напротив, не оказала влияния на вязкость стали 15X2H3. Необходимо отметить, что резко повышенное количество остаточного аустенита после нормализации и новой закалки с 800° объясняется сохранением остаточного аустенита (полученного при нормализации) при нагреве под закалку. Обработка холодом (после нормализации)



Фиг. 13. Внешний вид образцов (см. табл. 11):

а, б, в — закалка от 800, 900 и 1000° в масле; отпуск на 150°; б, в, е — закалка от 800, 900 и 1000° в масле; охлаждение в жидком азоте; отпуск на 150°.



Фиг. 14. Внешний вид образцов (см. табл. 12):

а — предварительная закалка от 800°; охлаждение в жидком азоте и окончательная закалка от 800°; б — то же (предварительная закалка от 900°); в — то же (предварительная закалка от 1000°).

и особенно отпуск на 640° приводят к распаду остаточного аустенита, и в этом случае после закалки с 800° получается уже нормальное (для такого нагрева) его количество.

Таблица 13

Влияние предварительной обработки холодом на ударную вязкость после закалки с 800° в масле и отпуска на 150°

Условия предварительной обработки	Остаточный аустенит, %	Ударная вязкость при кручении, кгм	Твердость по $R_c$
Сталь 120ХН4			
Нормализация от 920° . . . . .	67,0	1,46	48,5
То же + обработка холодом . . . . .	53,0	0,11	55,6
Нормализация от 920°, обработка холодом, отпуск на 640° . . . . .	35,0	0,04	60,6
Нормализация от 920, обработка холодом, отпуск на 640°; нормализация от 920°, отпуск на 640° . . . . .	30,0	0,17	59,2
Сталь 117ХН4В			
Нормализация от 920° . . . . .	78,0	2,31	31,5
То же + обработка холодом . . . . .	64,0	0,11	53,0
Нормализация от 920°, обработка холодом, отпуск на 640° . . . . .	48,0	0,10	57,6
Нормализация от 920°, обработка холодом, отпуск на 640°; нормализация от 920°, отпуск на 640° . . . . .	48,0	0,17	54,0
Сталь 15Х2Н3			
Нормализация от 920° . . . . .	65,0	0,69	—
Нормализация от 920°, обработка холодом, отпуск на 640° . . . . .	39,0	0,85	—
Нормализация от 920°, отпуск на 640° . . . . .	38,0	0,66	—

Результаты испытаний, представленные в табл. 10—13, можно резюмировать следующим образом.

1. Обработка холодом приводит к заметному снижению ударной вязкости. Это снижение вязкости особенно велико на имитирующих сталях и усиливается при закалке с перегревом.

2. Подтверждается возможность связанного с обработкой холодом необратимого снижения вязкости, остающегося после новой нормальной закалки. Этот эффект предварительной обработки холодом проявляется очень резко на имитирующих сталях и почти не заметен на цементуемых.

Высказывалось предположение, что причиной снижения вязкости, возникающего в результате обработки холодом, и в особенности связанного с такой обработкой необратимого ухудшения вязкости, являются, возможно, микротрещины [2], образующиеся при глубоком охлаждении стали. Выше уже отмечалось, что при обработке холодом, повидимому, гораздо более важно образование мелких поверхностных трещин, напоминающих по внешнему виду шлифовочные трещины на закаленных деталях.

Действительно, при внимательном осмотре поверхности образцов на многих из них легко обнаружить наличие таких поверхностных трещин (фиг. 13, 14). Причем именно на образцах с трещинами наблюдается

особенно резкое снижение вязкости как непосредственно в результате обработки холодом, так и после новой нормальной закалки. Так, обработка холодом имитирующих сталей после закалки с  $800^{\circ}$  почти не дает поверхностных трещин, но они появляются в большом количестве после закалки с  $900$  и  $1000^{\circ}$ , однако, лишь на образцах, подвергавшихся обработке холодом<sup>1</sup>. Трещины имеются в избытке также на образцах, подвергавшихся обработке холодом после закалки с  $900$  и  $1000^{\circ}$  или нормализации, а затем новой нормальной закалке, чем вполне объясняется наблюдающееся необратимое снижение ударной вязкости. Характерно, что трещины почти отсутствовали на образцах цементуемых сталей, для которых относительно меньшим оказалось падение вязкости в результате обработки холодом и полностью отсутствовало необратимое ухудшение вязкости. Причины этого различия рассматриваются ниже.

Таким образом, можно констатировать, что обработка холодом цементуемых сталей приводит к заметному снижению ударной вязкости, прежде всего в связи с уменьшением количества остаточного аустенита. В сталях, имитирующих химический состав цементованного слоя, обработка холодом приводит к возникновению поверхностных трещин, резко усиливающих неблагоприятное действие такой обработки на вязкость стали.

В этом случае, естественно, наблюдается необратимое ухудшение вязкости стали, сохраняющееся после новой нормальной закалки. Возникновение поверхностных трещин, повидимому, представляет главную опасность при обработке холодом. Поэтому вопрос о механизме образования трещин заслуживает отдельного и более подробного рассмотрения.

#### ОБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ЗАКАЛКЕ СТАЛИ

Известно, что внутренние напряжения, связанные с происходящими при закалке стали структурными превращениями, возникают вследствие неодновременности протекания превращений по сечению закаливаемого тела. Если, например, превращение аустенита в мартенсит начинается одновременно во всех участках закаливаемого образца и развивается затем также в одинаковом для всего объема темпе, то напряжения первого рода отсутствуют, и нет, следовательно, причины для возникновения макроскопических закалочных трещин.

Неодновременность протекания фазовых превращений, в частности мартенситного превращения, по сечению закаливаемого тела возникает или вследствие неравномерности охлаждения, т. е. наличия температурных градиентов, или ввиду неоднородности химического состава.

При закалке образцов небольшого размера и при не очень быстром прохождении мартенситного интервала температурные градиенты не могут быть значительными, однако неодновременность превращений из-за неоднородности химического состава полностью сохраняет свое значение и в этом случае.

Наиболее обычной и часто встречающейся в практике термической обработки причиной неоднородности химического состава по сечению закаливаемого тела является поверхностное обезуглероживание. Представим себе, что образец шарикоподшипниковой стали с пониженным содержанием углерода в поверхностном слое закаливается в среде, имеющей температуру чуть выше мартенситной точки для нормального (по углероду) состава этой стали, например, в среде с  $200^{\circ}$ .

<sup>1</sup> Для лучшего выявления трещин образцы подвергались травлению в соляной кислоте.

Для основной части объема образца эта температура еще недостаточно низка, чтобы началось превращение аустенита в мартенсит. В поверхностном же обезуглероженном слое, среднее содержание углерода в котором составляет пусть около  $0,4-0,5\%$ , при охлаждении до  $200^{\circ}$  мартенситное превращение произойдет почти полностью, и это приведет, кстати говоря, к тому, что в указанном слое возникнут сжимающие тангенциальные напряжения. При дальнейшем, пусть даже медленном, охлаждении начнется и будет прогрессировать мартенситное превращение во внутренней основной массе образца. Это означает увеличение объема внутренней части образца, и, следовательно, в поверхностных слоях возникнут растягивающие напряжения.

Если величина этих напряжений, за вычетом ранее возникших (частично, кстати, релаксировавшихся из-за самоотпуска) сжимающих напряжений, окажется превосходящей сопротивление отрыву, возникнут трещины, зарождающиеся и распространяющиеся от поверхности внутрь образца.

Эти трещины могли не образоваться, если бы не было поверхностного обезуглероживания, так как в необезуглероженном образце мартенситное превращение происходило бы одновременно по всему сечению и не было бы причины для возникновения напряжений первого рода. Естественно, что такие поверхностные трещины могут возникать при наличии поверхностного обезуглероживания и в условиях обычной закалки с непрерывным охлаждением.

Описанный механизм возникновения закалочных трещин из-за неодновременности мартенситного превращения, обусловленной неоднородностью химического состава по сечению закаливаемого образца, был предложен и экспериментально продемонстрирован, правда, на очень ограниченном материале, Э. С. Яковлевой и М. В. Якутовичем еще в 1948 г. [20]. Это не большое, но принципиально очень важное исследование позволяет объяснить не только часто встречающиеся в практике обычной закалки случаи образования поверхностных трещин (например, при закалке колец шариковых подшипников), но и обнаруженное в настоящей работе возникновение подобных трещин в результате обработки холодом закаленной стали.

При обработке холодом небольших лабораторных образцов нет оснований предполагать возможности возникновения значительных температурных градиентов и связанной с этим обстоятельством разновременности протекания мартенситного превращения по сечению. Однако, если в поверхностных слоях содержание углерода понижено и в связи с этим мартенситное превращение в них завершается или почти завершается уже при достижении комнатной температуры, а внутренний объем образца содержит значительное количество остаточного аустенита, превращающегося в процессе обработки холодом, возникает ситуация, описанная Э. С. Яковлевой и М. В. Якутовичем, и поверхностные слои разрываются под действием расширения внутренней части образца. Эту ситуацию демонстрируют следующие простые опыты.

Цилиндрические образцы диаметром 9 мм и длиной 20 мм из стали, содержащей  $0,83\% \text{ C}$ ,  $11,72\% \text{ Ni}$ ,  $1,36\% \text{ Cr}$ ,  $0,46\% \text{ Mn}$  и  $0,30\% \text{ Si}$ , закаливались с  $1150^{\circ}$  в воде, причем нагрев под закалку осуществлялся в одном случае в вакууме, в другом — в обычной атмосфере. Мартенситная точка для стали указанного состава находится ниже комнатной температуры — при  $-30-40^{\circ}$ . Таким образом, непосредственно после закалки образцы имели аустенитную структуру. Однако в образцах, нагретых под закалку в обычной атмосфере, наблюдалось выгорание углерода на поверхности, в связи с чем мартенситная точка в поверхностном слое оказалась повышенной, и в структуре этого слоя на глубине около  $0,8 \text{ мм}$

наблюдалось выделение мартенсита. На самой поверхности образцов мартенсит составлял преобладающую долю структуры; по мере углубления количество мартенсита постепенно уменьшалось до нуля (фиг. 15).

Затем образцы обеих партий были охлаждены в жидком азоте и разрезаны (наждачным кругом) пополам — для микроисследования поперечного сечения. После обработки жидким азотом структура оказалась в основном мартенситной, причем в образцах, нагревавшихся под закалку в вакууме, никаких трещин не было обнаружено, тогда как в образцах, нагревавшихся в обычной атмосфере, наблюдались довольно многочисленные (от 5 до 8) радиальные поверхностные трещины, распространяющиеся на 0,8—1,0 мм (фиг. 16).

Совершенно аналогичные опыты и с такими же результатами были произведены на образцах, закаленных не в воде, а на воздухе. Наконец, такие же результаты получились и в том случае, когда после закалки в воде образцы, перед охлаждением в жидком азоте, были подвергнуты отпуску на  $450^{\circ}$  в течение 30 мин. В последнем случае мартенситная оболочка, которая имела на образцах, нагревавшихся под закалку в обычной атмосфере, была, таким образом, отпущена на довольно высокую температуру. Тем не менее при охлаждении в жидком азоте эта оболочка была в нескольких местах разорвана. На фиг. 17 можно видеть, что трещины распространяются немного глубже зоны с пониженным содержанием углерода, ширина которой легко определяется в этом случае по более сильной травимости отпущенного мартенсита.

Итак, обработка холодом не приводит к образованию поверхностных трещин на образцах, нагревавшихся в вакууме, т. е. без поверхностного обезуглероживания, и, напротив, вызывает появление трещин при наличии обезуглероженого слоя в полном соответствии с описанной выше схемой М. В. Якутовича и Э. С. Яковлевой.

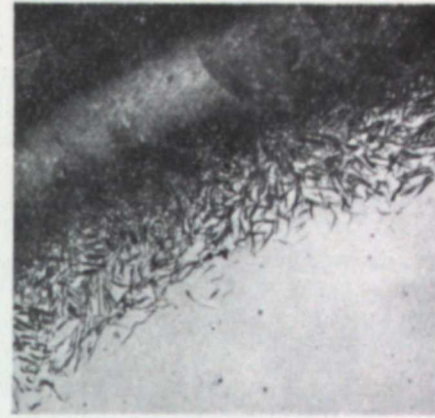
Однако исходное состояние образцов перед обработкой холодом было чисто аустенитным (с корочкой мартенсита в обезуглероженом слое), что довольно далеко от практических условий обработки инструментальных или цементуемых сталей. С целью приближения условий опыта к практике цилиндрические образцы стали 120НХ4 диаметром 12 мм были подвергнуты нормализации от  $950^{\circ}$  с выдержкой 1 час, отпуску на  $640^{\circ}$  с выдержкой 4 часа и закалке в масле от  $800, 850, 900$  и  $1000^{\circ}$  с выдержкой 15 мин., причем нагрев во всех случаях производился в обычной лабораторной печи, т. е. допускалось значительное обезуглероживание поверхностного слоя. По данным табл. 11 следует заключить, что после закалки образцы имели аустенитно-мартенситную структуру с количеством мартенсита в пределах 60—20%.

Часть образцов была затем подвергнута охлаждению до температуры жидкого азота, другая часть охлаждалась (медленно) до  $-80^{\circ}$  и оставшиеся (контрольные) образцы вообще не обрабатывались холодом.

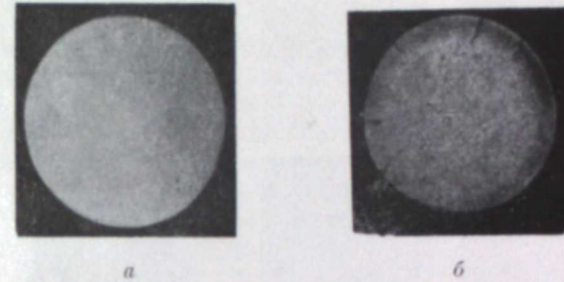
На фиг. 18 видно, что обработка холодом вызывает появление многочисленных поверхностных трещин, даже в случае медленного и не слишком глубокого охлаждения.

Фиг. 19 иллюстрирует результаты подобных же опытов на стали 117ХН4В. В этом случае образцы подвергались нормализации от  $950^{\circ}$ , а также нормализации от  $950^{\circ}$ , отпуску на  $640^{\circ}$  и закалке с  $850^{\circ}$  в масле с окончательной обработкой жидким азотом, причем в одном случае вся термическая обработка производилась с нагревом в вакууме.

Непосредственно после нормализации или закалки образцы не имели трещин. Последние появились после обработки холодом, однако только в случае обработки в обычной печи. Обработка с нагревом в вакууме безопасна для появления поверхностных трещин, что, естественно, следует связать с отсутствием обезуглероживания.



Фиг. 15. Обезуглерожженный слой стали 80XН12 после нагрева на  $1150^{\circ}$  с выдержкой 1 час и закалки в воде.  $\times 35$ .

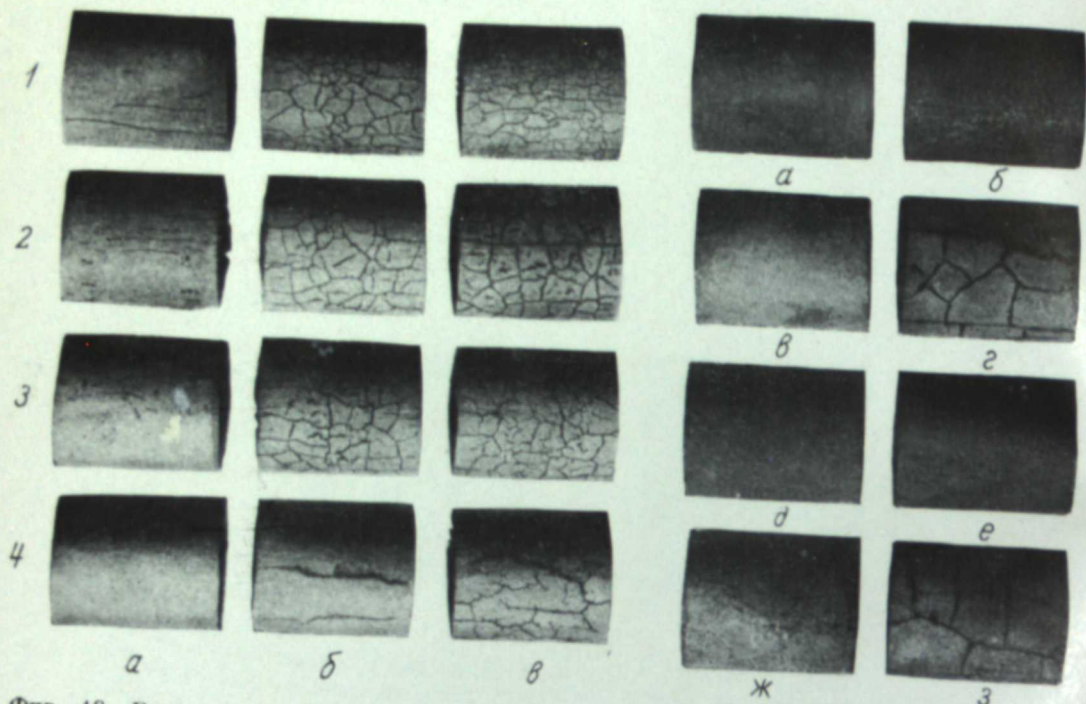


Фиг. 16. Макрошлиф образца стали 80XН12 после нагрева на  $1150^{\circ}$ , закалки и дополнительного охлаждения в жидком азоте.  $\times 3$ ;

а — нагрев в вакуумной печи; б. — нагрев в обычной печи.



Фиг. 17. Радиальные трещины на поверхности закаленного от  $1150^{\circ}$  образца стали 80XН12, подвергнутого перед охлаждением в жидком азоте отпуску на  $450^{\circ}$ .  $\times 35$



Фиг. 18. Внешний вид образцов стали 120XН4 ( $\times 1,5$ ), подвергнутых нормализации от 950°, отпуску на 640° и последующей закалке от 800° (1), 850° (2), 900° (3) и 1000° (4):

а — без дополнительного охлаждения; б — после медленного охлаждения до -80°; в — после охлаждения до -196°.

Фиг. 19. Внешний вид образцов стали 117XН4В после обработки в вакууме (а, б, д, е) и в обычной печи (в, ж, з):

а, в — нормализация от 950°; б, г — нормализация от 950° и охлаждение в жидком азоте; д, е — нормализация от 950°, отпуск на 640° и закалка от 850°; ж, з — нормализация от 950°, отпуск на 640°, закалка от 850° и охлаждение в жидком азоте.

## ВЫВОДЫ

1. Обработка холодом оказывает неблагоприятное влияние на вязкость и пластичность инструментальных легированных сталей. Это связано с уменьшением количества остаточного аустенита, а также с возникновением поверхностных трещин и микротрещин. Наиболее существенным, несомненно, является действие поверхностных трещин.

2. В конструкционных легированных сталях обработка холодом также влияет на механические свойства, несколько снижая вязкость и пластичность и повышая характеристики прочности, в особенности предел текучести. Падение ударной вязкости обусловлено в этих сталях, повидимому, только непосредственно уменьшением количества остаточного аустенита.

3. В цементованных конструкционных сталях обработка холодом приводит к заметному снижению ударной вязкости — прежде всего в результате уменьшения остаточного аустенита. В сталях, имитирующих химический состав цементованного слоя, обработка холодом приводит к возникновению поверхностных трещин, резко усиливающих неблагоприятное действие такой обработки на вязкость стали.

При обработке холодом главной опасностью представляет возникновение поверхностных трещин. Причина образования этих трещин — растягивающие напряжения, создающиеся в поверхностном слое с пониженным содержанием углерода вследствие неодновременного протекания мартенситного превращения по сечению образца или изделия в соответствии со схемой, предложенной М. В. Якутовичем и Э. С. Яковлевой. Возникновение поверхностных трещин обязано поверхностному обезуглероживанию. Следовательно, эта главная опасность обработки холодом может быть предотвращена, если применять способы нагрева, исключая или уменьшающие выгорание углерода.

## ЛИТЕРАТУРА

1. В. Г. Воробьев. Термическая обработка стали при температуре ниже нуля. М., Оборонгиз, 1954.
2. В. Д. Садовский, П. Е. Воронов, Н. П. Чупракова и М. П. Браун. К вопросу о термической обработке цементуемых легированных сталей. Сб. «Термическая обработка металлов». Свердловск, Машгиз, 1952, стр. 211.
3. J. W. Emmons. Trans. Am. Soc. Steel Treating, 1932, № 4, 47.
4. G. V. Luerssen a. O. V. Green. Proc. Am. Soc. Test. Mat., 1933, 33, 2, 315—333.
5. Н. Н. Давиденков. Динамические испытания металлов. М., ОНТИ, 1936.
6. Н. Н. Давиденков. Проблема удара в металловедении. М., Изд-во АН СССР, 1933.
7. В. Д. Садовский и Н. В. Вьяль. Влияние предварительной термической обработки и условий закалки и отпуска на ударную вязкость шарикоподшипниковой стали. Сталь, 1948, № 2.
8. В. Д. Садовский и Н. В. Штишевская. К вопросу о влиянии скорости охлаждения на количество остаточного аустенита. Тр. УФАН СССР, вып. 9. Свердловск, 1937, стр. 45.
9. E. Davenport, E. Coffa. E. Bain. Trans. Am. Soc. Met., 1934, 22, 289—310.
10. А. П. Гуляев и Е. В. Петунина. Металлографическое исследование превращения аустенита в мартенсит. М., Машгиз, 1952.
11. В. Д. Садовский. Изотермические превращения аустенита в легированных сталях и технология закалки. Тр. ИФМ УФАН СССР, вып. 12, 1949, 127.
12. В. Д. Садовский. Влияние остаточного аустенита на механические свойства закаленной стали. Тр. УФАН СССР, вып. 10, 1941, 153.
13. В. Д. Садовский, Н. П. Чупракова и С. П. Озеров. Хрупкость хромо-никелевой конструкционной стали при низком отпуске. Тр. УФАН СССР, вып. 10, 1941, 165.

14. В. Д. Садовский и Н. П. Чупракова. Влияние легирующих элементов на ударную вязкость конструкционных сталей и явления хрупкости при отпуске. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 6. Свердловск, 1945, 3.
15. В. Д. Садовский, Н. А. Бородин и С. И. Ивановская. Механические свойства легированных сталей при изотермической и ступенчатой закалке. Тр. Ин-та металлофизики и металлургии Уральского филиала АН СССР, вып. 5. Свердловск, 1945, 3.
16. В. Д. Садовский и Н. А. Бородин. Новый вид хрупкости при отпуске. Сталь, 1947, № 7.
17. Б. Г. Лифшиц. Физические свойства черных металлов и методы их испытаний. М., ОНТИ, 1937.
18. Г. В. Курдюмов. К теории мартенситных превращений. «Проблемы металлургии и физики металлов»— 3-й сб. трудов ЦНИИЧМ. Металлургиздат, 1952, стр. 9.
19. О. П. Максимова. О кинетике мартенситных превращений. «Проблемы металлургии и физики металлов»— 3-й сб. трудов ЦНИИЧМ. Металлургиздат, 1952, стр. 45.
20. Э. С. Яковлева и М. В. Якутович. О возникновении трещин в стали при мартенситном превращении. ЖТФ, 1948, 18, вып. 1, 71.

В. И. ИСУПОВ, Г. П. МАШУРА, В. Д. САДОВСКИЙ

### ПРОЯВЛЕНИЕ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛИ<sup>1</sup>

В практике изготовления калиброванной прутковой стали марки 35ХГСА на заводе им. Серова время от времени наблюдается брак из-за возникновения радиальных или спиралевидных трещин при волочении. На основании сильной склонности стали этой марки к обратимой отпускной хрупкости давно возникло предположение, что указанный вид брака вызывается повышенной хрупкостью, возникающей вследствие медленного охлаждения при отжиге перед волочением. В связи с этим технология отжига предусматривает ускоренное охлаждение прутков от 600—550°.

Однако и при ускоренном охлаждении (замочка в воде) все-таки наблюдается брак по трещинам, поскольку для надежного предупреждения развития хрупкости следует применять ускоренное охлаждение от 700—650°, а это затруднительно из-за неравномерности температуры по садке печи: слишком ранняя замочка садки для части прутков может приводить к закалке.

Задачей настоящего исследования являлась проверка указанного выше предположения о том, что брак по трещинам связан с развитием отпускной хрупкости. С этой целью было проведено лабораторное исследование влияния условий охлаждения после отжига и дополнительного отпуска с ускоренным охлаждением на ударную вязкость стали и склонность к возникновению трещин при пластической деформации.

#### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ<sup>2</sup>

Работа проводилась на прутковой стали 35ХГСА сечением 11 × 11 мм, полученной в калиброванном и отожженном состоянии. Химический состав стали 35ХГСА: 0,32% С; 0,92% Mn; 1,16% Cr; 1,16% Si; 0,040% P и 0,018% S. Прутки разрезались на заготовки длиной 60 мм, которые служили образцами для испытаний на ударную вязкость (после изготовления стандартного надреза по Менаже), а также для опытной холодной прокатки на лабораторном ручьевом стане. Последний позволял осуществлять прокатку квадратного прутка со стороны 10 мм (заготовки предварительно шлифовались на этот размер) в 12 ручьях последовательно на размеры: 9,9—9,5—8,7—8,0—7,2—6,7—6,3—5,6—5,0—4,3—3,8—3,3 мм.

Предварительные испытания показали, что ударная вязкость стали в состоянии поставки может быть повышена дополнительным отпуском с

<sup>1</sup> Работа выполнена Институтом физики металлов Уральского филиала АН СССР совместно с Лабораторией металлургического завода им. Серова.

<sup>2</sup> Выполнялась при участии К. К. Некипеловой.

последующим быстрым охлаждением. Для испытаний десять образцов нагревались с печью до 550° и после 30-минутной выдержки два образца охлаждались в воде; остальные образцы нагревались дальше и по два образца охлаждались в воде от 600, 650, 700, 750° (после выдержки при каждой температуре в течение 30 мин.). Результаты испытания этих образцов на удар и твердость приведены в табл. 1.

Таблица 1

Влияние температуры дополнительного отпуска на ударную вязкость стали

Температура отпуска, °C	Ударная вязкость кжм/см <sup>2</sup>	Твердость по <i>R<sub>B</sub></i>
550	7,7	—
600	10,3	103
650	18,2	101
700	18,1	91
750	19,6	96

Другая партия стали, состоящая из десяти образцов, была нагрета на 750° с выдержкой при этой температуре 2 часа и затем охлаждалась со скоростью 50° в час, причем по два образца вынимались и замачивались в воде от 700, 650, 600, 550°; два последние образца охлаждались с печью до комнатной температуры. Результаты испытаний этой партии приведены в табл. 2.

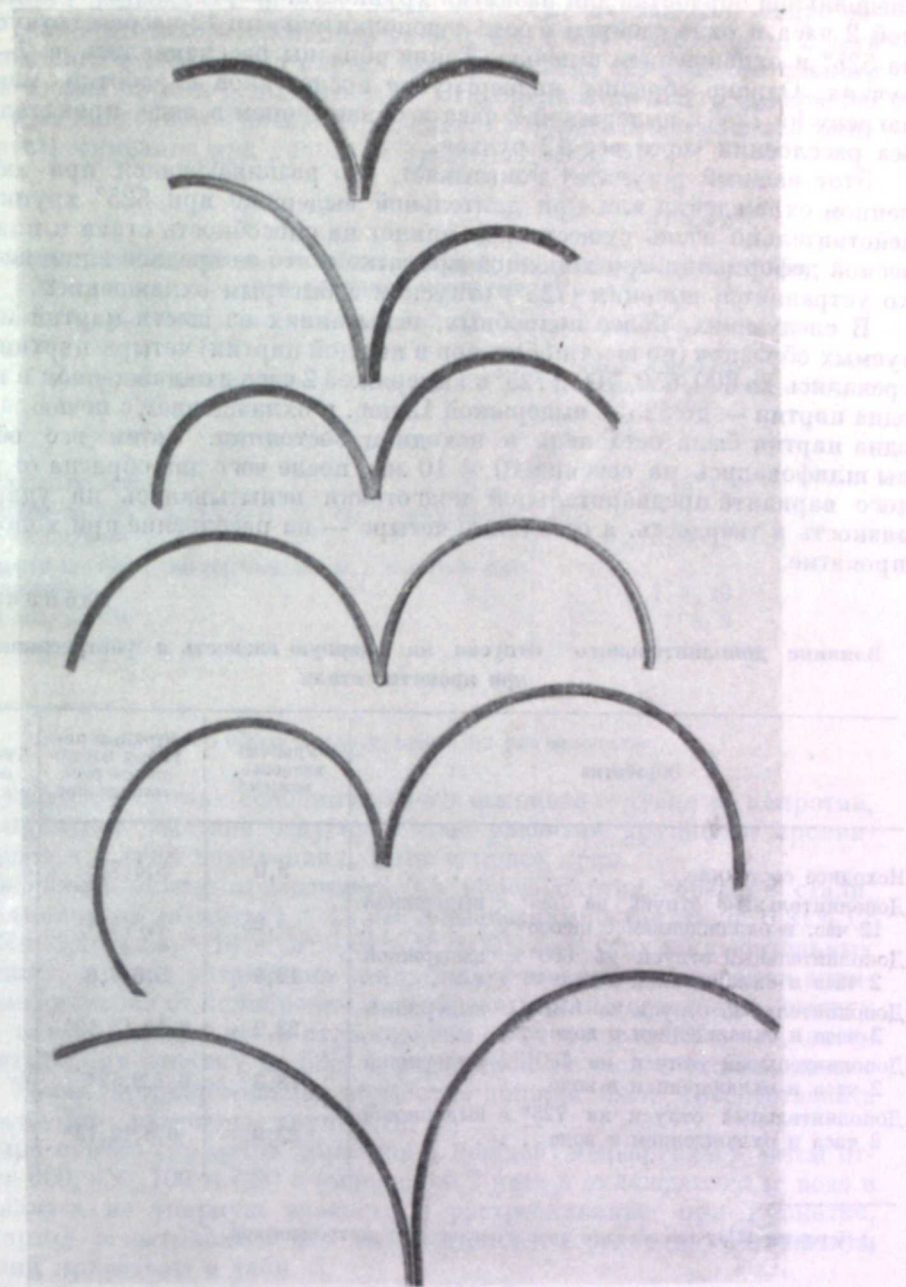
Таблица 2

Влияние степени подстуживания (перед охлаждением в воде после нагрева на 750°) на ударную вязкость стали

Температура перед охлаждением в воде, °C	Ударная вязкость, кжм/см <sup>2</sup>	Твердость по <i>R<sub>B</sub></i>
700	27,4	97
650	23,9	91
600	22,0	90
550	19,5	91
Охлаждение до комнатной температуры	13,2	95

Небольшое снижение твердости при высоком дополнительном отпуске (см. табл. 1) заставило подозревать, что в состоянии поставки образцы имели некоторый не снявшийся при отжиге наклеп, поэтому дальнейшие опыты было решено проводить на образцах, подвергнутых специальной предварительной обработке, направленной на развитие хрупкости с тем, чтобы наиболее наглядно выяснить роль дополнительного отпуска с охлаждением в воде.

Однако приведенные результаты предварительных испытаний уже ясно показывают, что сталь после заводского отжига находится в состоянии пониженной вязкости, которая может быть существенно увели-



Фиг. 1. Внешний вид образцов, разрушившихся при прокатке.

чена применением дополнительного высокого отпуска с быстрым охлаждением.

Далее были сделаны предварительные опыты по холодной прокатке в ручьевом стане. Передпрокаткой образцы шлифовались на размер 10 10 мм. Прокатка осуществлялась через последовательно уменьшающиеся ручки без какой-либо промежуточной обработки. При этом оказалось, что для образцов в состоянии поставки уже при прокатке в 4—6 ручьях наступает продольное расслоение (фиг. 1). Примерно аналогичные результаты были получены на образцах, подвергнутых предварительной



специальной обработке для развития хрупкости: нагреву на 725° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде с дополнительным 12-часовым отпуском на 525° и охлаждением с печью. Такие образцы расслаивались в 7—8-м ручьях. Однако образцы, подвергнутые после такой обработки новому нагреву на 725° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде, прокатались без расслоения через все 12 ручьев.

Этот важный результат показывает, что развивающаяся при замедленном охлаждении или при длительной выдержке при 525° хрупкость действительно очень существенно влияет на способность стали к пластической деформации при холодной прокатке и что ее вредное влияние легко устраняется высоким (725°) отпуском с быстрым охлаждением.

В следующих, более подробных, испытаниях из шести партий испытываемых образцов (по шести образцов в каждой партии) четыре партии нагревались до 600, 650, 700 и 725° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде; одна партия — до 525° с выдержкой 12 час. и охлаждением с печью, а еще одна партия была оставлена в исходном состоянии. Затем все образцы шлифовались на сечение 10 × 10 мм, после чего два образца от каждого варианта предварительной подготовки испытывались на ударную вязкость и твердость, а остальные четыре — на расслоение при холодной прокатке.

Таблица 3

Влияние дополнительного отпуска на ударную вязкость и растрескивание при прокатке стали

Обработка	Ударная вязкость, кжм/см <sup>2</sup>	Ручьи, в которых наблюдается растрескивание	Твердость по <i>R<sub>B</sub></i>
Исходное состояние . . . . .	8,0	3,4,7,8	100
Дополнительный отпуск на 525° с выдержкой 12 час. и охлаждением с печью . . . . .	5,25	3,3,4,4	100
Дополнительный отпуск на 600° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде . . . . .	12,4	5,6,6,6	99
Дополнительный отпуск на 650° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде . . . . .	22,2	6,12,12,12*	96
Дополнительный отпуск на 700° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде . . . . .	18,3	6,7,9,12*	98
Дополнительный отпуск на 725° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде . . . . .	23,9	6,8,12,12*	96

\* Через все 12 ручьев образцы прокатывались без растрескивания.

Наихудшие результаты (табл. 3) дала партия образцов, отпущенных с длительной выдержкой на 525°. Этого и следовало ожидать, так как при указанной температуре в стали 35ХГСА, как известно, наиболее быстро и в сильной степени развивается отпускная хрупкость. Несколько лучшие результаты были получены для партии, испытанной в состоянии поставки. Дополнительный отпуск на 600° немного улучшает ударную вязкость (по отношению к состоянию поставки), но не дает улучшения пластичности при прокатке. Только отпуск на 650—725° заметно повышает ударную вязкость и дает лучшие результаты прокатки.

Аналогичная обработка и испытания на холодную прокатку были проведены еще раз с тем лишь отличием, что все образцы предварительно отжигались на 780° с выдержкой 1 час и охлаждением со скоростью 20° в

час (до 620°, дальше — с печью), после чего три партии (по четыре образца) дополнительно нагревались на 600, 650 и 700° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде; одна партия была оставлена без дополнительного отпуска и одна партия дополнительно отпускалась на 525° с выдержкой 12 час. и охлаждением с печью. После этого образцы испытывались только на растрескивание при холодной прокатке (табл. 4).

Таблица 4

Влияние режима дополнительного отпуска на растрескивание стали при холодной прокатке

Режим дополнительного отпуска	Ручьи, в которых наблюдалось растрескивание
Исходный отжиг . . . . .	5, 8, 10, 12*
Нагрев на 525°, выдержка 12 час., медленное охлаждение . . . . .	5, 6, 7, 12*
Нагрев на 600°, выдержка 2 час., быстрое охлаждение . . . . .	6, 7, 7, 10
То же, на 650° . . . . .	7, 7, 8, 9
То же, на 700° . . . . .	8, 10, 12, 12*

\* Через все 12 ручьев образцы прокатывались без растрескивания.

Благоприятное действие дополнительного высокого отпуска и, напротив, неблагоприятное действие отпуска в зоне развития хрупкости проявилось также и в этих испытаниях, хотя и менее ярко.

Дальнейшие опыты проводились на новой партии образцов стали, калиброванной на квадрат 11 × 11 мм. Химический состав стали: 0,31% С; 0,89% Мп; 1,16% Si; 1,16% Cr; 0,04% P; 0,02% S. В этих заключительных испытаниях, в целях устранения каких-либо сомнений в отношении влияния следов наклепа от калибровки, все образцы были подвергнуты отжигу на 780° с выдержкой 1 час и охлаждением со скоростью 20° в час, затем дополнительному отпуску на 525° с выдержкой 24 часа и охлаждением с печью. Такая предварительная обработка должна была способствовать максимальному развитию хрупкости.

Четыре партии (по шесть образцов в каждой) подвергались затем отпуску на 600, 650, 700 и 725° с выдержкой 2 часа и охлаждением в воде и испытывались на ударную вязкость и растрескивание при прокатке. Одна партия испытывалась без дополнительного отпуска. Результаты испытаний приведены в табл. 5.

Таким образом, не подлежит сомнению, что режимы обработки, приводящие к развитию отпускной хрупкости в отожженной стали 35ХГСА, способствуют растрескиванию при холодной прокатке и, с другой стороны, дополнительный высокий отпуск с быстрым охлаждением, возвращая стали высокую ударную вязкость, в значительной мере уменьшает растрескивание при прокатке. Несомненно, окончательное заключение об эффективности такого отпуска в отношении уменьшения брака при волочении прутковой стали может быть сделано только после проведения соответствующих испытаний в производственных условиях, однако и сейчас уже ясно, что в случае появления брака вследствие растрескивания следует пытаться улучшить поведение стали при волочении путем нового нагрева на 700—720° с охлаждением в воде.

Таблица 5

Влияние дополнительного отпуска на ударную вязкость и растрескивание при прокатке

Температура отпуска, °C	Ударная вязкость, кгм/см <sup>2</sup>	Ручьи, в которых наблюдалось растрескивание
Без отпуска	7,25	5, 5, 6, 6
600°	23,8	6, 7, 7, 7
650°	21,8	7, 7, 8, 10
700°	20,0	8, 9, 12, 12*
725°	17,2	6, 12, 12, 12*

\* Через все 12 ручьев образцы прокатывались без растрескивания.

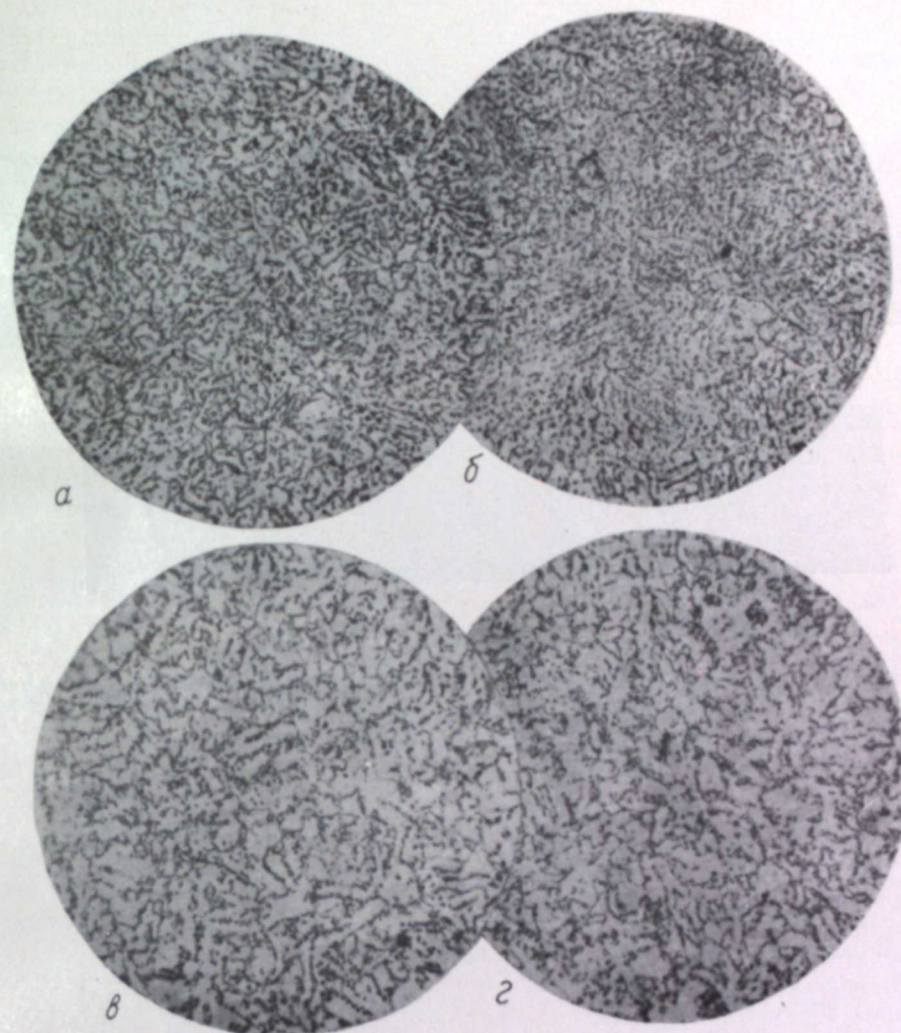
Как и следовало ожидать, стандартное микроскопическое исследование не обнаруживает каких-либо различий в микроструктуре образцов с пониженной ударной вязкостью, приводящей к растрескиванию при прокатке, в сравнении с образцами, прошедшими дополнительный высокий отпуск с охлаждением в воде (фиг. 2).

Однако различие образцов в состоянии поставки или после отжига с отпуском на хрупкость и образцов, подвергнутых дополнительному высокому отпуску с охлаждением в воде, довольно отчетливо проявляется на изломе (фиг. 3). Излом стали в хрупком состоянии, способствующем растрескиванию при прокатке, кажется очень мелкозернистым. С повышением температуры дополнительного отпуска излом становится как бы более крупнокристаллическим и увеличивается степень «утяжки». В действительности, конечно, при дополнительном отпуске не происходит никаких изменений величины зерна (это ясно видно при микроскопическом исследовании), и различия вида излома обусловлены изменениями в характере разрушения хрупких и вязких образцов.

В заключение следует остановиться еще на одном вопросе, касающемся брака при волочении стали 35ХГСА.

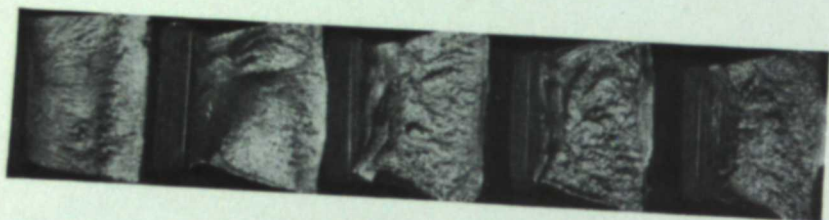
Лабораторией завода им. Серова было проведено специальное исследование влияния содержания кремния в плавках (в пределах марочного состава) на склонность к растрескиванию при волочении. Этим исследованием была совершенно отчетливо установлена такая закономерность: количество брака по трещинам, при прочих равных условиях, возрастает с повышением содержания кремния. Так, например, количество брака при проведенных сопоставлениях не превышало 2% для плавков, содержание кремния в которых было ниже 1,30%, и, напротив, резко увеличивалось (доходя до 9%) в плавках с более высоким содержанием кремния.

Однако этот, практически очень важный факт не противоречит приведенным выше результатам испытаний. Имеется достаточно данных, указывающих на резкое увеличение склонности конструкционных сталей к отпускной хрупкости с увеличением содержания кремния. Так, например, резко выраженная отпускная хрупкость наблюдается даже в хромоникель-молибденовой стали, если содержание кремния в ней превышает 1%. Таким образом, обычное благоприятное действие молибдена практически отсутствует в стали с повышенным содержанием кремния. Поэтому можно сделать заключение о том, что полученные лабораторией завода данные о значительном увеличении брака по трещинам, в связи с содержанием кремния на верхнем пределе, скорее всего только подтверждают, что причиной этого вида брака является развитие отпускной хрупкости при медленном охлаждении после отжига.



Фиг. 2. Микроструктура стали 35ХГСА.  $\times 500$ :

а — в исходном состоянии ( $\alpha_k = 8$  кгм/см<sup>2</sup>); б — после отпуска на 725° с охлаждением в воде ( $\alpha_k = 24,3$  кгм/см<sup>2</sup>); в — после длительного отпуска на 525° и медленного охлаждения ( $\alpha_k = 7,2$  кгм/см<sup>2</sup>); г — после длительного отпуска на 525° и дополнительного отпуска на 700° с охлаждением в воде ( $\alpha_k = 17,3$  кгм/см<sup>2</sup>).



Фиг. 3. Вид излома стали 35ХГСА ( $\times 2$ ):  
верхний ряд — в исходном состоянии и после дополнительного отпуска на  $550-725^\circ$  с охлаждением в воде (табл. 3); нижний ряд — после отжига для развития хрупкости и дополнительного отпуска на  $600-725^\circ$  с охлаждением в воде (табл. 5).

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенное лабораторное исследование влияния высокого отпуска с быстрым охлаждением на ударную вязкость и склонность к растрескиванию при холодной пластической деформации отожженной стали 35ХГСА позволяет сделать заключение о том, что причиной растрескивания является развитие при отжиге отпускной хрупкости.

Поведение указанной стали при холодном волочении может быть существенно улучшено применением дополнительного отпуска на  $700-720^\circ$  с охлаждением в воде. Для окончательной оценки эффективности такого дополнительного отпуска в целях уменьшения брака по трещинам при волочении необходимы испытания в производственных условиях.

СОДЕРЖАНИЕ

Е. Н. Соколов и В. Д. Садовский. Исследование отпускной хрупкости конструкционных легированных сталей . . . . . 3

Е. Н. Соколов, Г. В. Гайдуков, В. Д. Садовский. Влияние раскисления алюминием на необратимую отпускную хрупкость конструкционных сталей . . . . . 30

Л. В. Смирнов, Е. Н. Соколов, В. Д. Садовский. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на явления хрупкости при отпуске конструкционных легированных сталей . . . . . 36

Л. В. Смирнов и В. Д. Садовский. Влияние предварительного перегрева на проявление отпускной обратимой хрупкости . . . . . 57

В. Т. Бирюлин и В. Д. Садовский. Влияние никеля на ударную вязкость марганцовистых аустенитных сталей . . . . . 66

В. Т. Бирюлин и В. Д. Садовский. К вопросу о влиянии обработки холодом на механические свойства закаленной стали . . . . . 72

В. Ф. Исупов, Г. П. Машура, В. Д. Садовский. Проявление отпускной хрупкости при волочении стали . . . . . 99

Влияние состава и структуры  
на хладноломкость стали  
(Труды Института физики металлов, вып. 18)

Утверждено к печати Институтом физики  
металлов Уральского филиала  
Академии наук СССР

Редактор издательства А. Н. Чернов  
Технический редактор Т. В. Полякова

РИСО АН СССР № 40-105Р Сдано в набор 13/VII 1956 г.  
Подп. в печать 1/XI-1956 г. Формат бум. 70×108<sup>1/16</sup>.  
Печ. л. 6,75=9,25+13 вкл. Уч.-изд. л. 8+13 вкл.  
(1,2 уч.-изд. л.) Тираж 3200 Т-09479. Издат. № 1626.  
Тип. зан. № 682.

Цена 6 р. 90 к.

Издательство Академии наук СССР.  
Москва, Б-64, Подсосенский пер., д. 21

2-я типография Издательства АН СССР.  
Москва, Г-99, Шубинский пер., д. 10

Цена 6 р. 90 к.