

СФЕРОИДИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

А. Н. ДОБРОВИДОВ и Н. Д. ТЮТЁВА

Цель постановки опытов

Ледебуритные инструментальные стали, к которым относится быстро-
режущая сталь, характеризуются наличием сложного карбида, входящего
в состав эвтектики.

Выделяющиеся из расплава быстро-режущей стали карбиды структурно
связаны с кристаллами аустенита и кристаллизуются в своеобразной форме
похожих на скелеты дендритов.

Если структуру вторичного карбида возможно изменить путём терми-
ческой обработки, то структуру ледебуритного карбида приходится изме-
нять во времяковки или прокатки слитка. При прокатке отдельные раз-
ветвлённые кристаллы хрупкого карбида раздробляются, превращаются
в более или менее мелкие обломки с острыми углами.

Последующий отжиг имеет целью сфероидизировать такие обломки,
придать им форму правильных округлых зёрен.

Этот же отжиг должен вызвать фазовую перекристаллизацию вторич-
ного карбида и снизить твёрдость для возможности в дальнейшем обра-
ботки резанием на станках инструмента, изготовляемого из этой стали.
Сталь, поступающая в инструментальный цех, имеет структуру, характе-
ризующуюся зернистым эвтектоидом, в который вкраплены зёрна вторич-
ного и первичного карбида.

Иногда быстро-режущую сталь в инструментальном цехе приходится
ковать. Правильная ковка не должна менять структуры первичного кар-
бида, но послековки обязателен смягчающий отжиг.

Общепринятые режимы смягчающего отжига обычных быстро-режущих
сталей даны в табл. 1.

Таблица I

Марка стали	Температура нагрева	Температура изотермической выдержки	Твердость по Бринеллю после отжига
РФ-1	830—850	720—750	217—255
ЭИ-262	830—850	720—750	228—255
ЭИ-184	880—920	730—750	228—255

В зависимости от продолжительности выдержек при высокой и низкой
температурах получается твёрдость в пределах, указанных в табл. 1.
Отожжённая сталь с такой твёрдостью достаточно хорошо обрабатывается
снятием стружки на станках.

Твёрдость литого режущего инструмента из быстрорежущей стали после отжига по приведённым режимам получается значительно более высокой, чем в случае прокатанных или кованных заготовок, и обработка его резанием делается затруднительной.

Большая твёрдость отожжённого литого инструмента объясняется своеобразными особенностями его структуры.

Изотермический отжиг влияет лишь на основную металлическую массу и структуру вторичного карбида и практически совсем не действует на структуру первичного ледебуритного карбида. Скелетообразные разветвлённые кристаллы этого карбида пронизывают всю структуру стали и повышают твёрдость стали, независимо от твёрдости остальной структуры. Как бы мы ни смягчали основную структуру стали, её твёрдость в значительной степени будет обусловлена характером структуры первичного карбида. Влияние первичного карбида на твёрдость возрастёт при повышении содержания углерода в стали.

При отливке инструмента из быстрорежущей стали в металлическую форму размеры инструмента часто получаются настолько точными, что не требуется никакой дальнейшей обработки отливки путём снятия стружки. Необходимо бывает только заточить такой инструмент на наждачном круге. Мы изготавливаем таким образом рифленые ножи для сборных торцевых и цилиндрических фрез. Такие ножи не отжигаются и не закаливаются. Закалку они принимают во время остывания в металлической форме и им дается лишь обычный трёхкратный отпуск. Заливка металлических форм производится на центробежной машине. Некоторым маркам литой стали не нужен, как показал наш опыт, и отпуск.

Но при отливке в земляную форму, а часто при отливке в кокиль сложного инструмента приходится обрабатывать отливку резанием. В этом случае, безусловно, необходим смягчающий отжиг. Но, как уже было упомянуто, обычный смягчающий изотермический отжиг достаточно хороших результатов не даёт. Не помогает и изменение режима отжига как в смысле изменения температур, так и значительного увеличения времени выдержки (десятки часов при высокой и изотермической остановках).

Исследуя различные составы сталей для литого инструмента, мы убедились, что повышенное содержание углерода в сталях всегда обуславливало и увеличение стойкости инструмента. Особенно резко это проявлялось в случае проходных обдирочных токарных резцов.

В табл. 2 приведены составы некоторых быстрорежущих сталей, из которых отливались рифленые ножи для торцевых фрез на центробежной литейной машине в металлические формы. Эти стали послужили для опытов по сфероидизации.

Таблица 2

Плавки	Химический состав плавов в процентах						
	C	Cr	W	V	Ni	Co	Mn
1	0,76	3,2	18,0	1,0		15,0	2,3
2	1,25	4,0	18,0	2,0			
3	0,78	3,6	16,0	1,2		3,0	
4	0,76	3,5	16,0	1,1		10,0	
5	0,77	3,7	16,8	1,1		5,0	
6	0,70	4,0	18,8	1,9		10,0	
7	0,80	4,0	20,7	3,1		10,0	
8	1,20	4,0	18,0	1,0		10,0	
9	0,80	4,0	18,0	1,0	4,5	4,5	

После отливки твердость ножей была в пределах $R_c = 58-62$. Наиболее высокой твердостью обладали кобальтовые стали. Нож из стали 9 имел твердость $R_c = 50-55$.

Для испытания на производительность при фрезеровании ножи, как уже было сказано, не закаливались, а только отпускались три раза при $570-600^\circ$ с выдержкой по одному часу. Кобальтовые стали отпускались при повышенных температурах. После третьего отпуска твердость была $R_c = 64-66$. Сталь с содержанием никеля получала достаточную твердость только после шестикратного отпуска.

После отпуска ножи вставлялись в корпус торцевой фрезы и собранная фреза затачивалась на заточном станке.

Изотермический отжиг литых ножей из приведенных сталей при различных температурах и различной продолжительности не дал хороших результатов. Твердость литых ножей оставалась в пределах 320—350 единиц по Бринелю. Вследствие большой устойчивости метастабильных структур никелевой стали ее твердость после отжига оставалась весьма высокой ($R_c = 55$).

Сфероидизирующий отжиг

На основании изложенного было решено подвергнуть ножи сфероидизирующему отжигу и получить структуру, близкую к ковanej. Сфероидизирующий отжиг больших слитков быстрорежущей стали не даёт хороших результатов вследствие грубой структуры ледебуритных дендритов. При отливке в небольшие металлические кокили структура первичных карбидов делается всё мельче по мере уменьшения веса отливки. Но характер их строения меняется при этом мало; они всё-таки сохраняют своеобразную форму скелетов. Рёбра скелетов становятся всё тоньше, и отношение полной поверхности кристалла к его объёму непрерывно возрастает. Увеличение поверхности ведёт к увеличению поверхностной энергии кристалла по сравнению с его общей энергией, и создаются предпосылки для образования при повышении температуры компактных зёрен.

Гудцов и Казеев [2] показали, что длительной выдержкой литой быстрорежущей стали при температурах, близких к температуре закалки, можно очень сильно изменить её структуру, приблизив к структуре ковanej стали. К сожалению, в своей работе они не остановились на режущих свойствах стали, на её работоспособности после десятичасовой выдержки при высоких температурах. Однако есть указания, что при очень длительном отжиге карбиды меняют состав, что приводит к изменению свойств быстрорежущей стали [1].

Это побудило нас провести серии опытов по сфероидизации структуры ножей, отлитых из указанных марок стали, с последующими испытаниями их на производительность на фрезерном станке.

Ножи укладывались в стальной ящик, засыпались стружкой из быстрорежущей стали и герметически закупоривались. Нагрев производился в печи с автоматической регулировкой температуры. Как показали контрольные опыты, обезуглероживания совершенно не наблюдалось.

При подборе режима отжига мы стремились дать для всех сталей (преимущественно кобальтовых) более или менее универсальный режим отжига, после которого сталь можно было бы легко обрабатывать резанием на станках.

Следует отметить, что этот общий режим удалось подобрать, но в некоторых случаях он может быть и иным, что видно из такого примера.

Сталь плавок 5 и 8 отжигалась так: выдержка при 1200° около 1,5 часов; выдержка при 950° —1,5 часа и при 740° тоже 1,5 часа. Твердость после отжига ножей из стали 5 равнялась $R_c = 24$, а из стали 8 — $R_c = 41$.

Как видно, сталь с большим содержанием карбида дала неудовлетворительную, слишком высокую твёрдость. В то же время литая сталь с обычным содержанием углерода дала очень небольшую твёрдость.

Стали плавов 9 и 7 подвергались обычному отжигу по такому режиму: пятичасовая выдержка при 900° и двенадцатичасовая—при 750° . Их твёрдости соответственно были 55 и 39. Никелевая сталь совершенно не снижала твёрдости, которую она имела после отливки.

После ряда опытов был найден достаточно универсальный режим отжига для всех сталей, кроме никелевой. Он заключался в предварительном сфероидизирующем отжиге и обычном изотермическом отжиге. Сфероидизирующий отжиг проводился при $1150-1200^{\circ}$ в течение 4 часов, затем следовала выдержка при 870° продолжительностью в 6 часов и выдержка при 740° тоже в 6 часов.

Твёрдость литых ножей после указанного отжига дана в табл. 3.

Таблица 3

Плавка	1	2	3	4	5	6	7	8
Твёрдость (R_c)	29	21	22	22	25	31	31	28

Какой-либо ясно выраженной зависимости между составом и твёрдостью после отжига при рассмотрении таблицы подметить нельзя.

Плавки почти одинакового состава по всем элементам, кроме кобальта (плавки 4 и 5), дали различную твёрдость. Сталь с меньшим содержанием кобальта (плавка 5) показала даже несколько повышенную твёрдость.

С другой стороны, плавки 3 и 4 имеют одинаковую твёрдость, независимо от содержания кобальта.

Плавки 6 и 7 обнаружили одинаковую наибольшую твёрдость из всех плавов, хотя они значительно отличаются одна от другой по содержанию карбидообразующих элементов.

Поэтому можно сделать вывод, что твёрдость быстрорежущей стали после отжига зависит в основном от характера структуры первичного карбида и лишь частично от твёрдости образующегося при отжиге эвтектоида и структуры вторичного карбида.

Микроструктура стали после отжига

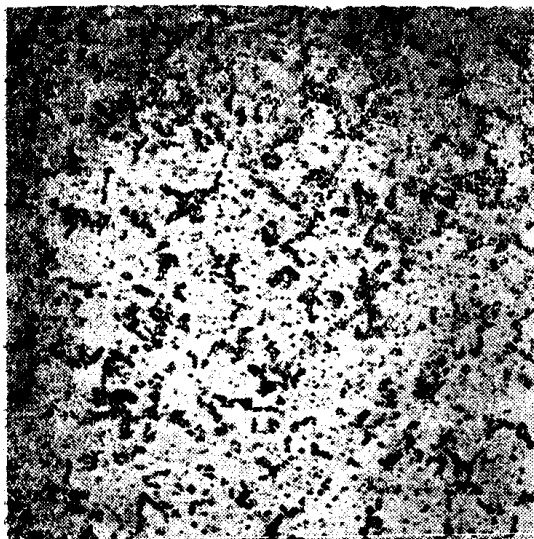
Все шлифы исследуемых сталей были протравлены горячим раствором пикрата натрия и сфотографированы при увеличении в пятьсот раз. На фиг. 1 дана микроструктура плавки 8 после отжига в течение одного часа при 1200° ; полутора часов—при 940° и шести часов—при 740° . Твёрдость стали после отжига $R_c = 36$. На фотографии хорошо заметна разорванная сетка ледебуритного карбида, что говорит о начавшейся только сфероидизации. Твёрдость велика именно вследствие сохранившейся сетки ледебуритного карбида.

На фиг. 2 и 3 даны соответственно структуры плавов 5 и 1 после отжига в течение двух часов при 930° и затем в течение восьми часов при 740° . На фотографиях заметна сетка ледебуритного карбида, слегка разорванная, и мелкодисперсная масса вторичного карбида. Твёрдость этих сталей $R_c = 31$ и 37.

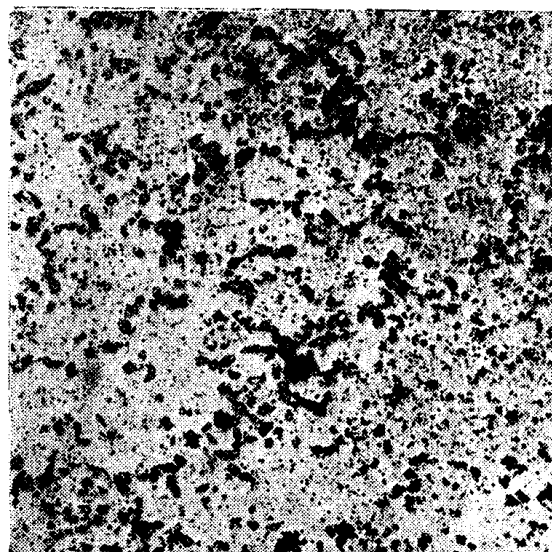
Те же плавки (5 и 1) были отожжены по режиму, включавшему одночасовую выдержку при 1040° . Затем следовал отжиг обычного типа: выдержка при 940° два часа и при 750° —шесть часов. Твёрдость соответственно

$R_c = 32$ и 38 . На микрофотографиях заметна частичная сфероидизация (фиг. 4 и 5).

И, наконец, на фиг. 6, 7, 8, 9 и 10 даны микроструктуры сталей после найденного оптимального отжига-сфероидизации.



Фиг. 1

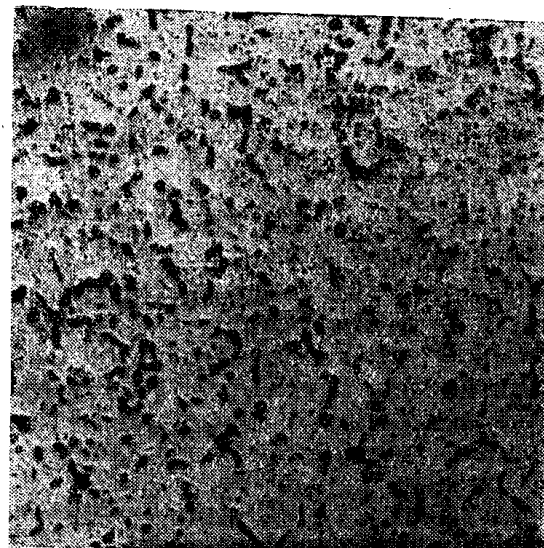


Фиг. 2

На микрофотографиях фиг. 6, 7, 8 и 9 даны структуры плавов 1, 2, 3 и 4, а на фиг. 10—структура плавки 8.



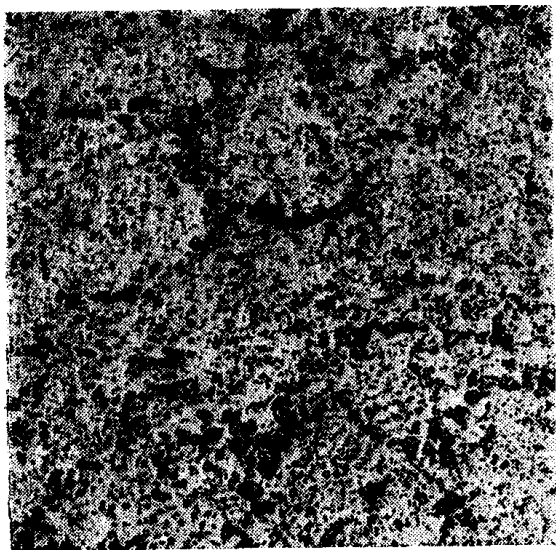
Фиг. 3



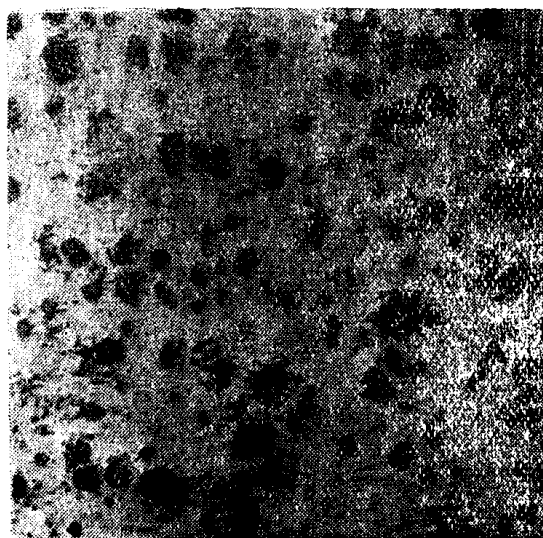
Фиг. 4

Как видно при отжиге по данному режиму, мы имеем полную картину сфероидизации первичного карбида.

Микроструктура литой быстрорежущей стали, отожжённой по выработанному способу, почти аналогична микроструктуре ковanej стали после обычного заводского отжига. Наблюдается лишь некоторая разница в ве-

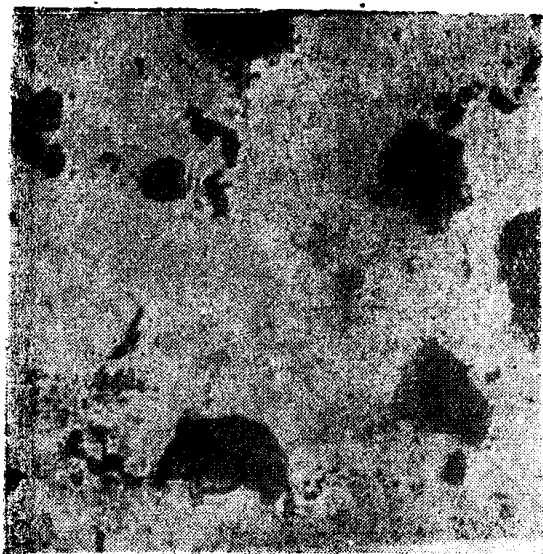


Фиг. 5

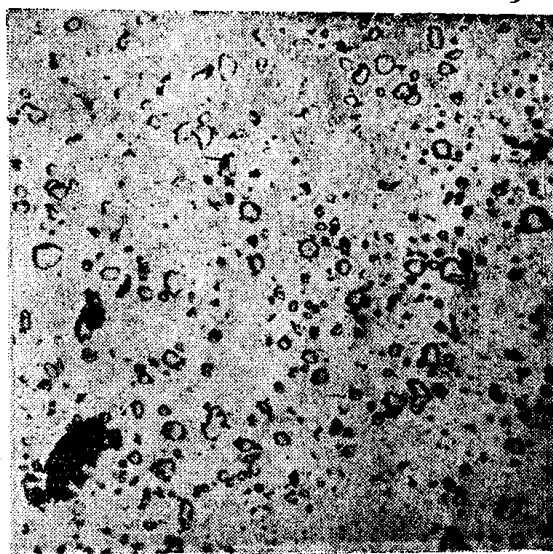


Фиг. 6

личине зерна первичных карбидов; более крупное зерно образуется при отжиге литой стали.



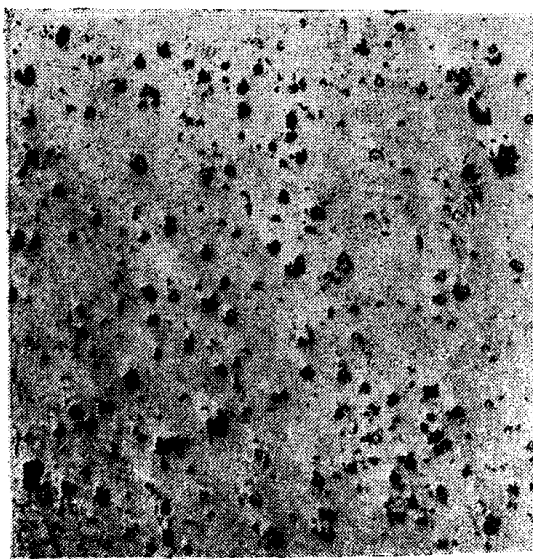
Фиг. 7



Фиг. 8

На фиг. 11 при том же увеличении и травлении показана структура стали РФ-1 после заводского отжига („в состоянии поставки"). Эта структура вполне сравнима со структурой фиг. 9. На фиг. 7 показана зна-

чительно более крупная структура первичного карбида. Это структура плавки 2, содержание углерода в которой равно 1,25%. Такое значитель-

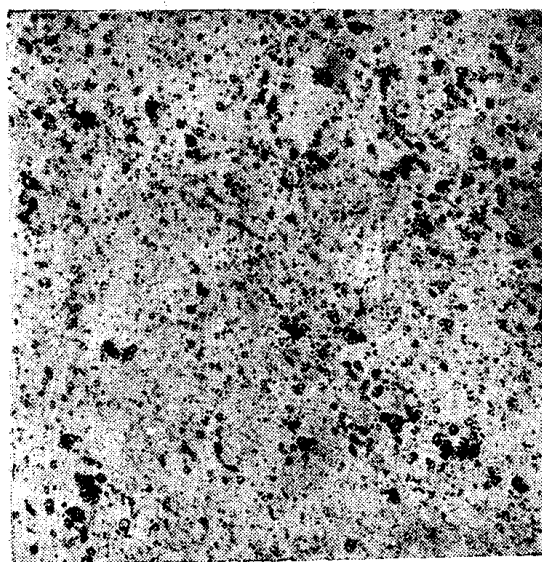


Фиг. 9



Фиг. 10

ное содержание углерода заметно сказалось на структуре. После отжига эта плавка дала наименьшую твёрдость ($R_c = 21$).



Фиг. 11

Испытание торцевых фрез с литыми ножами

После отжига сфероидизации ножи из приведённых сталей закаливались, отпускались, вставлялись в корпус сборной торцевой фрезы и затачивались. Ножи нагревались для закалки в соляной ванне при 1260° в течение трёх минут, закаливались в селитряной ванне и отпускались два

раза при 560 и 570° по одному часу. Твёрдость ножей после отпуска была $R_c = 64-65$.

Для сравнительных испытаний были взяты такие же ножи из кованой стали РФ-1. После закалки и отпуска их твёрдость была $R_c = 64-65$. Испытание ножей велось по методу профессора А. М. Розенберга. Для резания была взята отожжённая сталь марки ШХ-15 с твёрдостью по Бринелю около 187. Испытание проводилось на горизонтально фрезерном станке при глубине резания 3 мм и подаче 0,298 мм на оборот шпинделя. Скорость резания на основании ряда опытов была выбрана 26,7 м в минуту.

За стойкость фрезы принималось число проходов до затупления. Затупление ножа определялось по износу задней грани. Когда износ доходил до 1,5 мм, нож считался окончательно затупленным.

Стойкость фрезы с коваными ножами принималась за 100%.

Результаты испытаний даны в табл. 4.

Таблица 4

Марки плавок	1	2	3	4	5	8	кованный
Стойкость в %	175	175	175	220	175	130	100

Как видно, все испытанные ножи дали повышенную стойкость по сравнению с ножами из стали РФ-1. Особенного внимания заслуживают ножи из стали 2 и 4. Первая сталь—с повышенным содержанием углерода и добавкой молибдена. Структура её после отжига весьма груба. Вторая сталь—обычная РФ-1 с добавкой 3% кобальта. Повышение содержания кобальта до 15% особо хороших результатов не дало (плавка 1).

Полученные результаты заставляют несколько по-иному оценивать роль крупнозернистости первичного карбида в быстрорежущей стали.

Выводы

1. Положительные результаты в смысле снижения твёрдости литых быстрорежущих сталей и сфероидизации первичного карбида дал отжиг по режиму: выдержка при 1150—1200° в течение четырёх часов; выдержка при 870° шесть часов и при 740° тоже шесть часов.

Есть все основания утверждать, что смягчающий сфероидизирующий отжиг литой быстрорежущей стали вполне возможен, независимо от содержания в стали углерода (до 1,25%). Это позволяет изготавливать литой инструмент, требующий после отливки также обработки резанием.

2. Возможно, что указанные режимы могут быть изменены и сокращены.

3. Ножи торцевых фрез, термически обработанные по приведённому режиму, показали хорошие режущие свойства.

4. Показательно, что стали очень разнообразного состава дали при испытании резанием весьма близкие результаты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А. П.—Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали, стр. 31. Машгиз, 1939.

2. Гудцов Н. Т., Казеев С. А.—К вопросу о природе быстрорежущей стали, изд. „Металлург“, 1930.