

ИЗУЧЕНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ СТАЛИ 30Х10Г10

И. Н. Богачев, Р. Ш. Шкляр, Б. А. Потехин и В. М. Кондратов

Исследована тонкая структура и ее влияние на механические свойства литой и ковальной стали 30Х10Г10. Применение микродифракционного рентгеновского метода Баррета позволило количественно оценить изменения угловых характеристик (углов разориентировки) зерен и субзерен в зависимости от сечения отливки, модифицирования и термической обработки. Результаты исследования структуры позволили объяснить изменение механических свойств литой и ковальной стали 30Х10Г10 после разной термической обработки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводилось на хромомарганцевой стали 30Х10Г10 следующего химического состава (вес. %): С - 0,28; Мп - 10,53; Сг - 9,68; Si - 0,39; S - 0,010; Р - 0,002, а также на стали аналогичного состава с добавками Ть, Са, Ti, V, Al, N.

Из металла каждой плавки были получены отливки размером 150 Ч 150 Ч 400 мм и отливки диаметром 50 и длиной 400 мм, залитые в земляную форму, и диаметром 20 и длиной 50 мм, залитые в металлический кокиль. Часть отливок была прокована.

Структуру стали исследовали металлографическим и рентгенографическим методами. Образцы для рентгенографических исследований вырезали из различных частей отливок и после механической обработки подвергали электрополировке в электролите: 400 мл H_3PO_4 , 100 мл H_2SO_4 50 г CrO_3 , 50 мл H_2O и электролите: 50 г CrO_3 , 400 мл H_2O , 2—3 капли H_2SO_4 .

Структуру литой и ковальной стали и ее изменения в зависимости от разных факторов изучали микродифракционным рентгенографическим методом по Баррету [1] в хромовом излучении. Была использована рентгеновская острофокусная трубка.

Рентгеновский пучок, угол сходимости которого в радиальном направлении не превышал 8г, падал на плоский образец, закрепленный на гониометрическом столике. Угол падения пучка изменялся от 0 до 7° последовательно через 10', при этом каждый раз на фотопластинке, расположенной вблизи образца по другую сторону рентгеновского пучка, фиксировалась дифракционная картина исследуемой структуры. Таким образом, с каждого образца была получена серия микрорентгенограмм.

В зависимости от того, на скольких микрорентгенограммах присутствует тот или иной рефлекс, определялась разориентировка по зерну или субзерну. Разориентировка между субзернами определялась как разность углов, фиксируемых с помощью гониометра, в момент исчезновения и появления отражений от смежных субзерен. Каждое значение разориентировки определялось как среднее 10 – 15 измерений.

Ошибка при определении угловых характеристик структуры методом

Баррета в нашем случае могла составить около $10'$, поэтому, когда значения величин угловых характеристик меньше $20'$, приводимые в таблицах количественные изменения их значений следует оценивать как качественные.

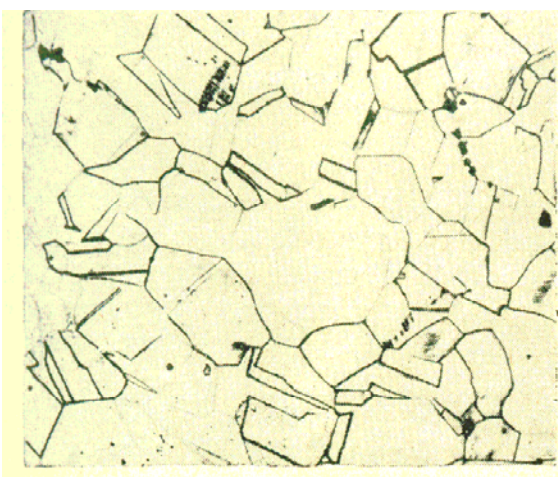
Механические свойства определяли на разрывной 10-тонной машине ИМ-12А на пятикратных образцах диаметром 10 мм. В таблицу механических свойств внесены средние значения трех испытаний для всех характеристик. Отклонение от среднего значения $y_{0,2}$ и y_B не превышает 6%, а y , ψ и ударной вязкости—12%.

Структура литой стали 30Х10Г10. В прокованном состоянии сталь 30Х10Г10 состоит из аустенита (рис. 1а) и незначительного количества специальных карбидов типа $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 . В литом состоянии в этой стали помимо аустенита содержится большое количество б-мартенсита (до 20%) и е-фазы (рис. 1б).

Образование мартенсита в литой стали, в отличие от ковальной, где он не обнаруживается при охлаждении до комнатной температуры, обусловлено, во-первых, химической неоднородностью литого металла за счет ликвации легирующих элементов и выделения из аустенита легированных карбидов; во-вторых, сложным напряженным состоянием литого металла.

Большая роль напряженного состояния в формировании фазового состава стали 30Х10Г10 подтверждается тем, что в разных участках отливок (размером 150Ч150Ч400 мм) реализуется разный тип мартенситного превращения. В поверхностных слоях в процессе охлаждения идет $\gamma \rightarrow \beta$ превращение с увеличением объема (по-видимому, растягивающие напряжения способствуют протеканию этого превращения), а в центральной части отливки - $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение с уменьшением объема, чему способствуют сжимающие напряжения.

а



б

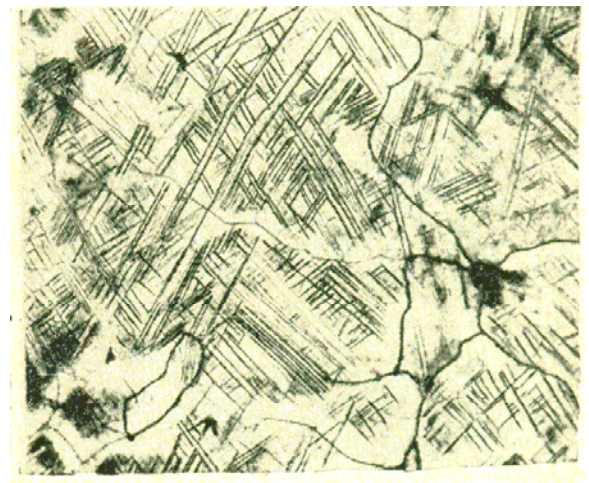


Рис.1. Структура ковальной (а) и литой (б) стали 30Х10Г10, Ч 200.

Количество мартенситных фаз в отливках возрастает с увеличением сечения образца. Добавки в сталь карбидообразующих элементов Ti, Nb, V способствуют образованию мартенситных фаз в литой стали, так как эти элементы связывают углерод в трудно растворимые карбиды, вследствие чего повышается температура начала мартенситного превращения M_s при охлаждении, в то время как, находясь в твердом растворе, эти элементы понижали бы M_s . Структура литой стали 30X10Г10 существенно отличается от структуры ковальной стали (см. рис. 1). Помимо того, что в литой стали содержится б- и е-мартенсит, зерна ее фрагментированы, то есть разбиты на отдельные субзерна.

Сравнивая взаимную ориентировку пластин мартенсита внутри одного зерна и в смежных зернах (см. рис. 1б), некоторые малоугловые границы (субграницы) можно легко отличить от большеугловых.

Таблица 1

Зависимость угловых характеристик в литой стали 30X10Г10 от размера отливок

Размер отливок	Разориентировка		
	по зерну	по субзерну	между субзернами
Ш 20 мм	1°30' – 3°	20'-30'	10'
Ш 50 мм	3°	40'	10-15'
150Ч150 мм, поверхность	3°	40-50'	15-20'
150Ч150 мм, центральная часть	4°–6°30'	50-60'	20'
кованная сталь Ш 20мм	25'	-	-

Микродифракционным рентгеновским методом были определены угловые характеристики структуры литой и ковальной стали в зависимости от сечения отливки, модифицирования и термической обработки (табл. 1). С увеличением сечения отливки увеличивается разориентировка по зерну и субзерну. Значения угловых характеристик для зерна литой стали возрастают также от поверхности к центру отливки. Из приведенных данных видно, что характер субструктуры зависит от размера и, следовательно, от скорости затвердевания и охлаждения отливки.

Одним из механизмов образования субграниц в литом металле является перераспределение дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий и др.), образующихся в момент кристаллизации и при последующем охлаждении [2—4]. При очень высоких скоростях кристаллизации и охлаждения отливки (около 1000 град/мин в интервале 1673—873° К, поверхность пробы Ш 20 мм при заливке в холодный металлический кокиль) дробление зерен на отдельные фрагменты не обнаруживается. По-видимому, при столь высоких скоростях охлаждения затвердевшего металла дислокации не успевают перераспределяться в дислокационные стенки, как это имеет место при замедленных скоростях охлаждения.

Изучение влияния модифицирующих добавок Nb, Ti, V, Al, Ca, N в

количестве от 0,05 до 0,7% на характер субструктуры литой стали, показало, что все эти элементы мало влияют на угловые характеристики структуры. Можно лишь выделить азот, который увеличивает разориентировку по зерну с 3 до 4° для отливок Ш 50 мм. При этом наблюдается существенное возрастание всех механических характеристик в стали.

Влияние термической обработки на структуру стали 30X10Г10. Закалка литой стали 30X10Г10 приводит к существенным структурным изменениям. Если в исходном состоянии в структуре стали содержится значительное количество мартенситных фаз б + е (более 30%), то при достаточно быстром нагреве (50 - 100°) имеет место рекристаллизация, обусловленная, по-видимому, фазовым наклепом. Более медленный нагрев или малое количество мартенситных фаз в исходной структуре препятствуют протеканию процесса рекристаллизации в литой стали.

Отсутствие рекристаллизации при медленном нагреве может быть связано с тем, что в интервале 1023—1103° К (конец б→г превращения и начало рекристаллизации) в аустените успевают произойти снятие искажений, возникших в результате предшествующего фазового наклепа. Рекристаллизация аустенита может быть вызвана и термическим наклепом. При этом литой металл более подвержен термическому наклепу, чем прокованный. Разориентировка по рекристаллизованному зерну литой и закаленной от 1373° К стали мало отличается от таковой для кованой и составляет 10—30'.

Разные режимы термической обработки в разной степени изменяют характер субструктуры литого зерна. На рис. 2 показано изменение топографии одного и того же зерна литой стали 30X10Г10 после разной термической обработки.

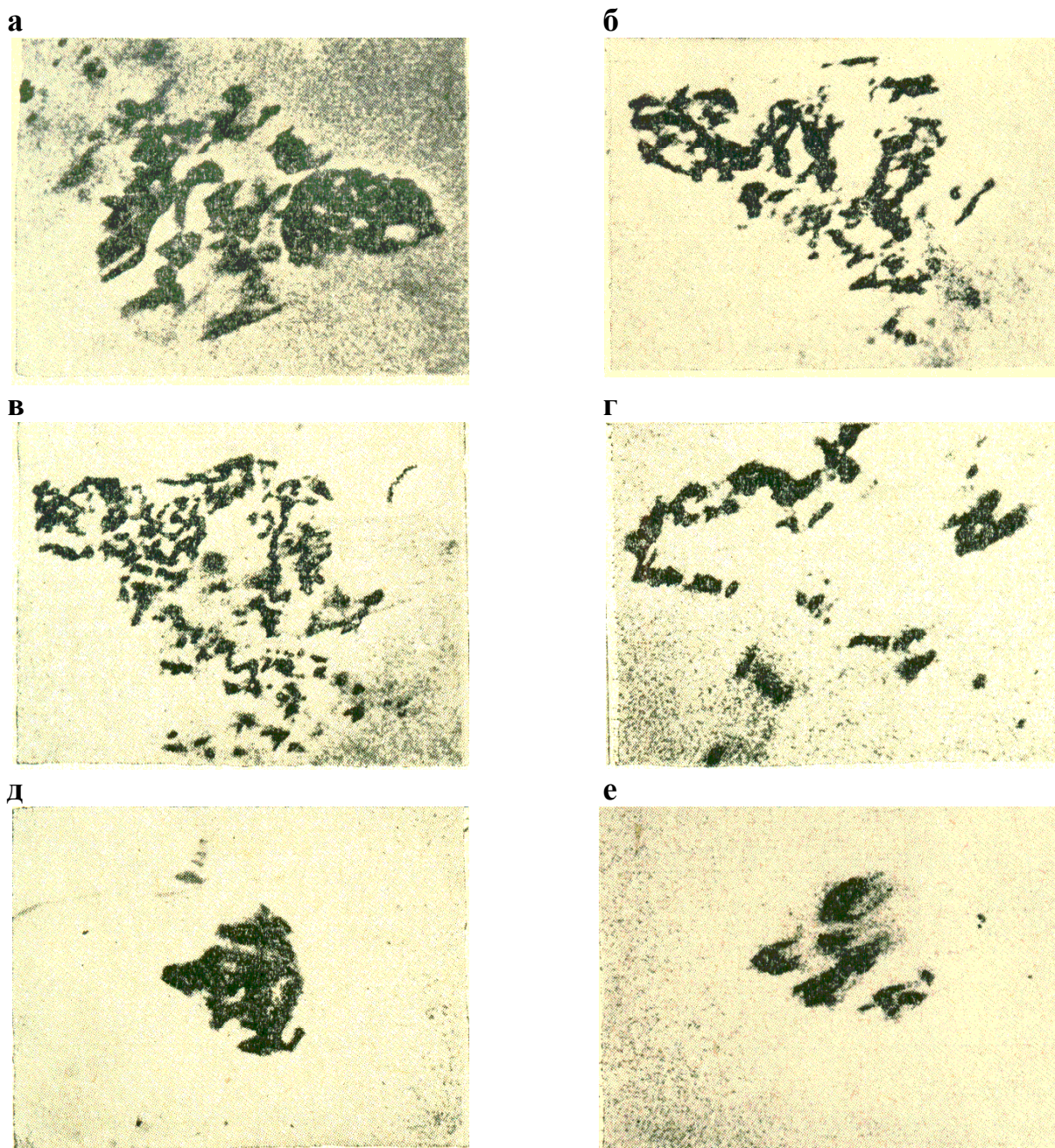


Рис.2. Изменение топографии зерна литой стали 30X10Г10 при термической обработке: а - исходное литое зерно; б - то же зерно после старения при 1073° К - 8 ч; в - после дополнительного охлаждения до 77° К; г - после дополнительной закалки в воде от 1373° К; д - зерно ковальной стали после закалки от 1373° К; е - то же зерно после закалки от 1373°К, старения при 1073° К - 8 ч и закалки от 1373° К в воде.

Старение литой стали и в особенности последующее охлаждение до 77° К, когда образуется 32% б-мартенсита, обуславливает фрагментацию зерна, что проявляется в увеличении количества и уменьшении величины рефлексов отражения (см. рис. 2а, в). Последующий быстрый нагрев до 1373°К приводит к рекристаллизации центральной части зерна (рис. 2г — вся центральная часть зерна не попала в отражающее положение, несмотря на то, что интервал углов поворота плоскости шлифа к рентгеновскому пучку составил 7°).

Максимальные структурные изменения как для литой, так и для ковальной стали получены после двойной закалки с промежуточным старением при 1073° К.

При такой термообработке обеспечивается частичная рекристаллизация зерен и увеличение значений угловых характеристик по нерекристаллизованным зернам. Зерна ковальной стали после термической обработки также разбиваются на отдельные фрагменты (см. рис. 2e). Значения угловых характеристик для стали 30X10Г10 после разных режимов термической обработки представлены в табл.2.

В основе процессов, приводящих к увеличению угловых характеристик структуры и возникновению новых субграниц, лежит процесс полигонизации. В процессе двойной закалки с промежуточным старением за счет термического и фазового наклепов при $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$, $\gamma \rightleftharpoons \delta$ превращениях и при образовании карбидов увеличивается плотность дефектов кристаллического строения (дислокации, вакансии и др.). Перераспределение дефектов обуславливает фрагментацию зерен в литой и ковальной стали.

Таблица 2

Изменение угловых характеристик в литой и прокованной стали 30X10Г10 при термической обработке

Сталь	Термообработка											
	в литом состоянии			закалка от 1373°К			+ старение 1073° К - 8 ч			+ закалка от 1373° К		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
150Ч150 мм, поверхность	3°	40'	10'	$\frac{1\epsilon 30\gamma}{10-20\epsilon}$	-	-	$\frac{\epsilon}{40\gamma}$	-	-	-	-	-
Ш 50 мм, с добавкой 0,70% Nb	2°30'	40'	10'	3ε	30'	10'	4ε	30'-40'	15'	4°30'	50'	10'
Ш 50 мм, с добавкой 0,2% Са	3°	30-40'	15'	$\frac{3\epsilon 30\gamma}{10-15\gamma}$	40γ	15γ	3ε-30γ	40-50γ	15γ	-	-	-
Ш 20 мм, прокована	-	-	-	$\frac{20-30\gamma}{(29\gamma)^*}$	-	-	-	-	-	$\frac{60-70\gamma}{(59\gamma)^*}$	-	-

Примечание. 1 - разориентировка по зерну; 2 - по субзерну; 3 - между субзернами. Для дробных: в числителе - разориентировка по некристаллизованному зерну; в знаменателе - по рекристаллизованному. * - значения разориентировок, получены по методу Ровинского [5]. Прочерк означает отсутствие данной структурной составляющей, пропуск - измерение не производилось.

**Механические свойства стали 30X10Г10
после разной термической обработки**

Термическая обработка	Механические свойства									
	литой металл					кованный металл				
	$\sigma_{в}, \text{дан/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{дан/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\sigma_{в}, \text{дан-м/см}^2$	$\sigma_{в}, \text{дан/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{дан/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\sigma_{в}, \text{дан-м/см}^2$
Без термообработки	43,6	27,5	6,8	6,1	7,2	66,5	30,8	12,0	9,8	22,6
Закалка в воде от 1373°К	70,9	29,3	12,9	14,1	13,8	77,0	21,5	19,3	15,3	26,1
Двойная закалка в воде от 1373°К с промежуточным старением в течение 12 ч при 1073°К	84,3	22,4	18,5	14,4	23,9	96,6	22,4	23,8	17,7	29,4

Примечание. Термической обработке подвергали заготовки литой стали размером 25x25x130 мм и кованой диаметром 20 и длиной 130 мм ($1 \text{ дан/мм}^2 = 1,02 \text{ кг/мм}^2$; $1 \text{ дан-м/см}^2 = 1,02 \text{ кгм/см}^2$).

Увеличение угловых характеристик структуры при термической обработке, образование новых субзерен и субграниц приводят к улучшению механических свойств стали. Положительную роль субграниц в деформировании подтверждает характер рельефа (волнистость), образующегося на разрывных образцах в процессе деформации. Чем больше фрагментирована структура стали предшествующей термической обработкой или модифицированием, тем тоньше рельеф на поверхности образцов при растяжении и тем выше уровень механических свойств. Последнее можно объяснить меньшей величиной элементарных сдвигов при деформировании и, как следствие этого, более равномерной деформацией аустенита. Значения механических характеристик стали 30X10Г10 после разной термической обработки представлены в табл. 3. Применением рационального режима термической обработки удастся существенно измельчить (фрагментировать) структуру стали 30X10Г10 и в соответствии с этим повысить уровень прочности и пластичности.

ВЫВОДЫ

1. Зерна литой стали 30X10Г10, в отличие от кованой, состоят из множества субзерен. Разориентировка по зерну и субзерну возрастает с увеличением сечения отливки, а также от поверхности к центру отливки. При высокой скорости охлаждения (порядка 1000 град/мин) полигонизация, приводящая к образованию малоугловых границ, не наблюдается.

2. В литой и в кованой стали процесс полигонизации может быть вызван термической обработкой. Так, двойная закалка от 1373° К в воде и промежуточное старение при 1073° К в течение 8 - 12 ч приводят к существенным

изменениям тонкой структуры сталей: увеличивается разориентировка по зерну и субзерну.

3. Механические свойства стали 30Х10Г10 зависят от характера субструктуры, полученной предварительной термической обработкой. Чем больше разориентировка по зерну, тем выше уровень механических свойств стали.

Уральский политехнический институт
им. С. М. Кирова

Поступила в редакцию
24 марта 1967 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. Barrett C. S. Trans. AIME, 1945, 161, 15.
2. Мовчан Б. А. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах, Киев, Гостехиздат, 1962.
3. Tiller W. A. J. Appl. Phys., 1958, 29, 611.
4. Вильяме А. Сб. Элементарные процессы роста кристаллов, М., ИИЛ, 1959, стр. 86.
5. Ровинский Б. М. ЖТФ, 1946, 16, 1291.