

## ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

*М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, Н.В. Дементьева, В.И. Крайнов*

## INFLUENCE OF THE PLASTIC DEFORMATION ON PROPERTIES OF LOW-CARBON HSLA STEEL WITH FERRITE-BAINITE STRUCTURE

*M.A. Smirnov, I.Yu. Pyshmintsev, A.N. Boryakova, N.V. Dementyeva, V.I. Kraynov*

Изучено влияние пластической деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии, на свойства низкоуглеродистой трубной стали 04Г2Б с феррито-бейнитной структурой. Вне зависимости от условий последеформационного охлаждения и содержания в структуре бейнитной составляющей реализуется следующая закономерность. Снижение температуры деформации увеличивает прочностные свойства и вязкость при отрицательных температурах, одновременно приводя к уменьшению объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы и мартенситно-аустенитной составляющей.

*Ключевые слова: низкоуглеродистая трубная сталь, температура деформации, механические свойства, порог хладноломкости, бейнит, МА-составляющая.*

Influence of plastic deformation carried out in austenitic state on properties of low-carbon HSLA steel with ferrite-bainite structure is studied. Independently on cooling conditions after plastic deformation and bainite amount, decreasing deformation temperature increases strength and impact toughness at negative temperatures, and decreases the volume fraction of bainitic  $\alpha$ -phase and MA-constituent.

*Keywords: low-carbon HSLA steel, temperature of deformation, mechanical properties, transition temperature, bainite, MA-constituent.*

Одним из путей увеличения прочностных свойств низкоуглеродистых трубных сталей, подвергаемых контролируемой прокатке, является использование структур с бейнитной составляющей [1]. Высокая прочность таких структур обусловлена тем, что кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы имеют небольшие размеры и высокую плотность дислокаций.

Характер структуры, а следовательно, и уровень свойств, формирующихся при контролируемой прокатке, зависит от условий проведения горячей пластической деформации и режимов последующего охлаждения. Известно, что снижение температуры окончания деформации обеспечивает повышение прочностных свойств низкоуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой [2]. Основной причиной такого эффекта является измельчение ферритного зерна. В настоящей работе рассматривается, какое влияние температура пластической деформации, осуществляемая в аустенитном состоянии, оказывает на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой.

Объектом исследования служила промышленная сталь 04Г2Б, содержащая 0,04 % С, 1,91 % Mn и 0,58 % Nb. Заготовки толщиной 16 мм, вырезанные из горячедеформированного листа вдоль

направления прокатки, нагревали на 1160 °С. Такой нагрев обеспечивает достаточно полный перевод углерода и легирующих элементов в твердый раствор; средний размер аустенитного зерна составил 40 мкм. Далее следовало подстуживание до 900, 820 и 770 °С и после двухминутной выдержки проводилась прокатка с обжатием 30 % и скоростью 1 с<sup>-1</sup>. Деформированные заготовки охлаждали на воздухе или в масле; скорость охлаждения в интервале 770-300 °С составляла 1 и 50 град/с соответственно.

Для исследования структуры использовали оптический и электронный сканирующий микроскопы. Количество остаточного аустенита определяли рентгеноструктурным методом. Испытания на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для оценки ударной вязкости использовали образцы с V-образным надрезом.

Предварительно проводилось изучение поведения стали 04Г2Б непосредственно во время горячей пластической деформации. Образцы диаметром 8 и высотой 12 мм деформировали на кулачковом пластометре ЧПИ-2, имитирующем поведение металла в очаге деформации при прокатке, по методике, описанной в работе [3]. Как и в

основных экспериментах нагрев образцов осуществляли на 1160 °С, а деформацию проводили со скоростью 1 с<sup>-1</sup>. По полученным данным строили зависимости сопротивления деформации  $\sigma_s$  от степени деформации  $\varepsilon = \ln(h_0/h_t)$ , где  $h_0$  - начальная, а  $h_t$  - текущая высота образца.

В случае осадки при 1000 °С интенсивное деформационное упрочнение наблюдалось при степени деформации, не превышающей 0,10-0,15 (рис. 1). Далее нарастание напряжений с увеличением степени деформации происходит замедленно. При  $\varepsilon = 0,35$  достигается максимальное напряжение течения, а при больших деформациях имеет место небольшой спад напряжений - динамическое разупрочнение. Исследование структуры образцов, закаленных в подсоленную воду непосредственно после окончания деформации, осуществляемой с  $\varepsilon$  более 0,35, выявило наличие на границах крупного исходного аустенитного зерна мелких зерен, размерами 1-4 мкм. Их появление позволяет связать наблюдаемое динамическое разупрочнение с развитием динамической рекристаллизации. В связи с этим заметим, что авторы работы [4], исследуя низкоуглеродистые стали, пришли к выводу, что динамическая рекристаллизация является основным разупрочняющим процессом на установившейся стадии горячей деформации, осуществляемой с невысокими скоростями.

При снижении температуры до 900 и тем более до 820 °С сопротивление стали деформации закономерно растет. При этом эффекта динамического разупрочнения не наблюдается. При 900 °С напряжение течения увеличивается до  $\varepsilon = 0,35$  и далее практически не изменяется. При более низкой температуре деформирования 850 °С величина  $\sigma_s$  непрерывно повышалась вплоть до максимально исследованной степени осадки. Приведенные данные позволяют считать, что в основном эксперименте при проведении прокатки со скоростью 1 с<sup>-1</sup> при 900-770 °С процессы динамической рекристаллизации были исключены.

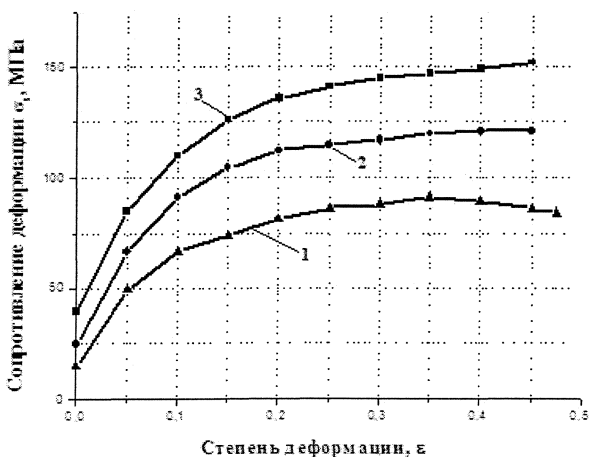


Рис. 1. Кривые упрочнения стали 04Г2Б при 1000 (1), 900 (2) и 850 °С (3)

Характер структуры исследованной стали в основном определяется условиями проведения последеформационного охлаждения, а не температурным режимом прокатки. Охлаждение со скоростью 1 град/с обеспечило образование сравнительно небольшого количества игольчатого бейнита (табл. 1). Он присутствовал в структуре в виде достаточно крупных бейнитных участков, пластинчатое строение которых проявляется лишь в результате образования на границах пластин «островков» мартенситно-аустенитной составляющей (МА). Форма «островков» весьма различна; встречаются выделения глобулярной, треугольной и более сложных форм (рис. 2а). Важно подчеркнуть, что при небольшой скорости охлаждения успевают сформироваться достаточно грубые выделения МА-составляющей (до 4 мкм). Поэтому, несмотря на небольшое число образовавшихся «островков», объемная доля МА-составляющей оказалась достаточно большой. Рентгеноструктурный анализ показал, что в структуре присутствует несколько процентов остаточного аустенита. Кроме крупных участков бейнита в структуре наблюдаются единичные произвольно ориентированные пластинки бейнитной  $\alpha$ -фазы.

Основной структурной составляющей в образцах, охлажденных со скоростью 1 град/с, является полигональный феррит. В структуре достаточно редко встречаются небольшие участки вырожденного перлита и отдельные частицы цементита.

Снижение температуры деформации в исследованном интервале не вносит каких-либо принципиальных изменений в микроструктуру стали, но уменьшает объемную долю бейнита. При этом имеет место снижение не только объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы, но и МА-составляющей (см. табл. 1). В пользу наблюдаемого характера изменения количества бейнита свидетельствует изменение ширины линии  $(220)_\alpha$ . Ширина этой линии тем больше, чем выше плотность дефектов кристаллического строения и микроискажения кристаллической решетки. Продукты промежуточного превращения по сравнению с ферритом имеют как значительно более высокую плотность дислокаций, так и больший уровень микроискажений. Поэтому чем меньше в структуре бейнита и больше феррита, тем меньше должна быть ширина линии  $(220)_\alpha$ .

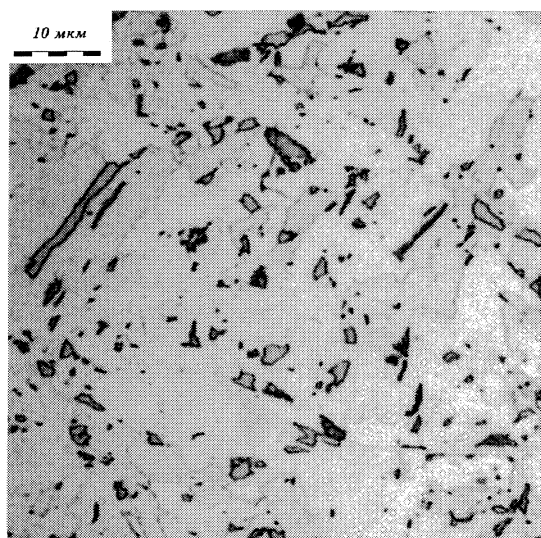
При снижении температуры деформации происходит закономерное измельчение зерна феррита. На характер выделения вырожденного перлита температурный режим пластической деформации ошутимого влияния не оказал.

Охлаждение со скоростью 50 град/с сопровождается интенсивным развитием бейнитного превращения. Основной структурной составляющей является игольчатый бейнит в виде единичных произвольно ориентированных пластин различной толщины (1-4 мкм) и длины (6-40 мкм), причем форма пластин может быть существенно искажена. Одновременно в структуре присутствует реч-

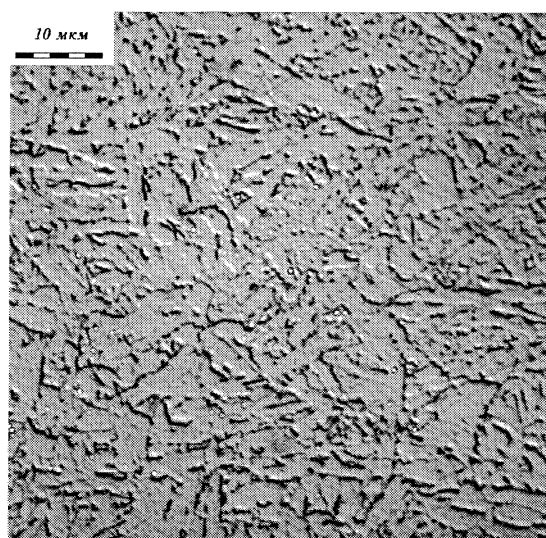
Таблица 1

Параметры структуры стали 04Г2Б

Температура деформации, °С	Бейнит, %		Феррит	Перлит, %	$\beta_{(220)\alpha} 10^{-3}$ , рад
	Бейнитная $\alpha$ -фаза	МА	$d_{ср}$ , мкм		
Скорость охлаждения 1 град/с					
900	30	8	5,0	2	18,4
820	15	6	3,9	2	18,2
770	10	5	3,6	2	17,0
Скорость охлаждения 50 град/с					
900	90	9	–	–	21,5
820	80	8	–	–	21,0
770	70	6	–	–	19,7



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура стали 04Г2Б: а, б – охлаждение 1 и 50 град/с соответственно

ный бейнит, объединенный в пакеты. В быстро охлажденных образцах число образующихся выделений МА-составляющей значительно больше, а их дисперсность значительно выше, чем в случае медленного охлаждения (рис. 2б). При этом объемная доля МА-составляющей после медленного и быстрого охлаждения имеют близкие значения.

Нельзя исключать, что некоторые пакеты с тонкими (толщиной менее 1 мкм) и относительно ровными пластинами являются речечным мартенситом. Однако анализ термомикнетических диаграмм распада переохлажденного аустенита сталей, близких по составу к исследуемой, позволяет считать, что если мартенсит и образуется, то его объемная доля должна быть незначительной.

В структуре быстро охлажденных образцов присутствует также небольшое количество феррита. В основном он образуется по границам исходных аустенитных зерен, либо в виде цепочек мелких равноосных зерен (размерами 1-4 мкм), либо длинных узких участков шириной до 2-4 мкм (аллотриоморфный феррит). Как и в случае медленного охлаждения в быстро охлажденных образцах

при снижении температуры прокатки объемная доля бейнитной  $\alpha$ -фазы, а также и МА-составляющей уменьшались.

Деформированные образцы, охлажденные со скоростью 1 град/с, в которых присутствует небольшое количество бейнита, имеют относительно невысокий уровень прочности (табл. 2). Снижение температуры прокатки с 900 до 770 °С обеспечило сравнительно небольшой эффект дополнительного упрочнения: предел текучести и прочности возросли на 23 и 13 МПа соответственно, на характеристики пластичности, в том числе и на равномерное удлинение, а также на ударную вязкость  $KCV^{+20}$  варьирование температуры деформации не оказало существенного влияния. В то же время снижение температуры прокатки привело к смещению сериальной кривой ударной вязкости в сторону более низких температур (рис. 3). Одновременно снизилась и температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$ , определенная по 50 % вязкой составляющей в изломе.

Увеличение скорости охлаждения с 1 до 50 град/с, обеспечивая рост объемной доли бейнита, привело

Механические свойства стали 04Г2Б

Температура деформации, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\delta_{рав}$ , %	$\phi$ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	KCV <sup>+20</sup> Дж/см <sup>2</sup>	KCV <sup>-60</sup> Дж/см <sup>2</sup>	T <sub>50</sub> , °С
Скорость охлаждения 1 град/с									
900	466	623	26,2	12,1	82,0	0,74	361	23	-40
820	479	627	25,9	11,7	81,1	0,76	347	17	-30
770	489	636	25,0	12,5	81,0	0,77	346	26	-50
Скорость охлаждения 50 град/с									
900	554	698	21,6	8,6	85,5	0,79	362	365	-75
820	566	703	21,5	8,5	86,7	0,80	364	366	-75
770	594	724	21,1	7,6	85,5	0,82	357	372	< -90

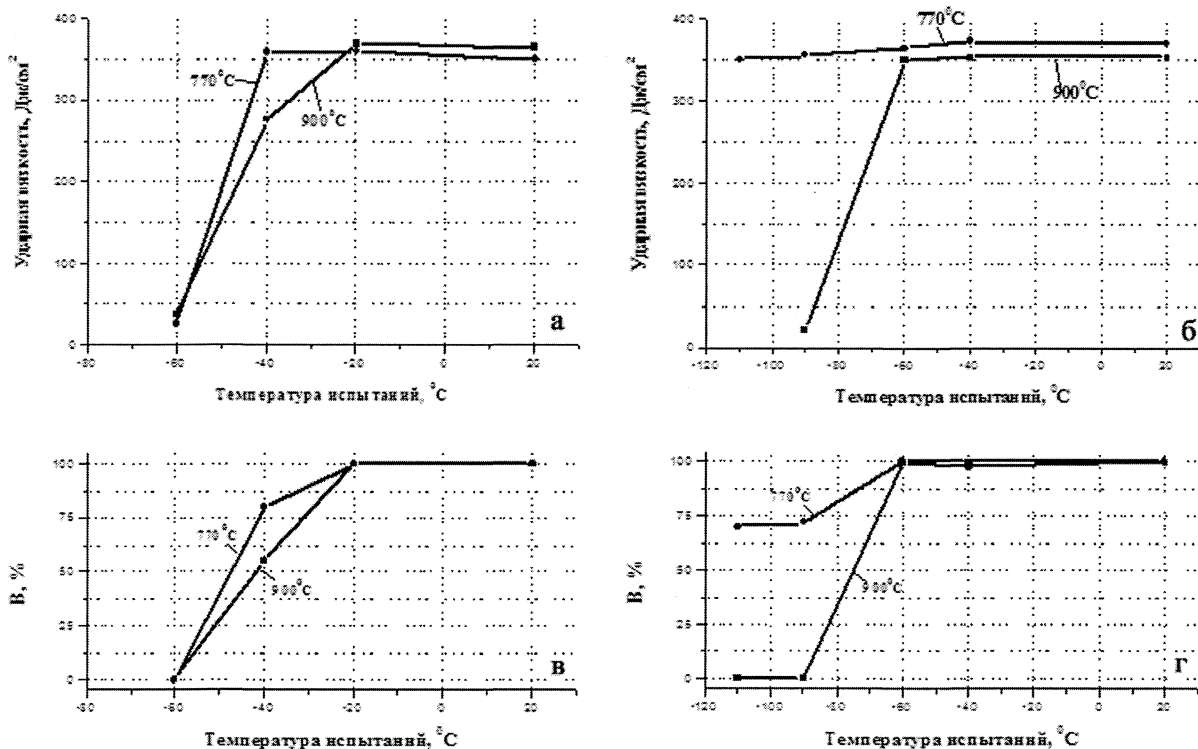


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости KCV (а, б) и доли вязкой составляющей в изломе В (в, г) от температуры испытаний: а, в – охлаждение 1 град/с; б, г – охлаждение 50 град/с

к повышению прочности деформированных образцов. При этом относительное и равномерное удлинение уменьшились, а относительное сужение незначительно возросло. Судя по положению серийных кривых ударной вязкости и T<sub>50</sub> для преимущественно бейнитной структуры характерна высокая вязкость при отрицательных температурах.

При использовании высокой скорости охлаждения эффект дополнительного упрочнения при снижении температуры прокатки с 900 до 770 °С оказался почти в два раза большим, чем при охлаждении с небольшой скоростью: для  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  он равен 40 и 26 МПа соответственно. Изменение температуры деформации практически не сказалось на пластичности и KCV<sup>+20</sup> быстро охлажден-

ных образцов. В то же время T<sub>50</sub> оказалась наиболее низкой после прокатки при 770 °С.

При анализе свойств деформированной стали с феррито-бейнитной структурой следует учитывать, что на их формирование при контролируемой прокатке и последующем охлаждении влияет несколько противоположно действующих факторов. Созданная, в горячедеформированном аустените, субструктура обеспечивает при деформационном превращении увеличение числа центров зарождения феррита и тем самым способствует измельчению зерна этой фазы. Если при охлаждении после горячей деформации протекает бейнитное превращение, то происходит формирование более тонких кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы и наследование ими дислокационной структуры аустенита [5]. С пони-

жением температуры деформации плотность дислокаций в аустените повышается, что должно приводить к большему измельчению продуктов диффузионного и бейнитного превращения. Кроме того, в бейнитной  $\alpha$ -фазе должна возрастать и плотность дислокаций.

Горячая деформация интенсифицирует диффузионное и тормозит бейнитное превращение. В результате этого в горячедеформированной стали при непрерывном охлаждении будет уменьшаться объемная доля бейнита и увеличиваться объемная доля феррита. С понижением температуры деформации ее действие на распад переохлажденного аустенита возрастает [6], в результате чего следует ожидать уменьшение в структуре бейнитной составляющей, что и наблюдается в выше описанном эксперименте. При этом происходит снижение объемной доли как бейнитной  $\alpha$ -фазы, так и МА-составляющей.

Определенный вклад в упрочнение ниобийсодержащей стали вносит выделение карбидов NbC. Наиболее их интенсивное образование происходит непосредственно в процессе деформирования. Максимальная скорость выделения карбидов ниобия наблюдается во время деформирования при 900 °С [4]. В случае деформации при более низких температурах образования карбидной фазы замедляется.

Если большее измельчение ферритных зерен, кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы и наследование последними более высокой плотности дислокаций обеспечивает рост уровня прочности с понижением температуры прокатки, то уменьшение объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы и МА-составляющей, а также количества выделившихся при деформации карбидов влияют в противоположном направлении.

Чем выше объемная доля бейнита, тем сравнительно небольшие ее изменения должны в меньшей мере влиять на прочностные характеристики. Возможно, что именно с этим связан тот факт, что прирост прочности, обусловленный снижением температуры прокатки, увеличивается с повышением скорости охлаждения.

Как было показано выше, деформация при 770 °С оказала положительное влияние на вязкость стали в области отрицательных температур. Не исключено, что наблюдаемые при уменьшении тем-

пературы прокатки снижение  $T_{50}$  и смещение сериальной кривой ударной вязкости к более низким температурам обусловлено в основном уменьшением объемной доли выделений МА-составляющей и карбидной фазы. В случае медленного охлаждения в том же направлении должно действовать и уменьшение размеров ферритного зерна.

Таким образом, снижение температуры деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии, способствует повышению прочностных характеристик низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой и благоприятно сказывается на ее вязкости при отрицательных температурах. При анализе свойств стали следует учитывать, что при снижении температуры прокатки может иметь место уменьшение объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы, МА-составляющей и возможно карбидов.

### Литература

1. Пумпянский, Д.А. Методы упрочнения трубных сталей / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.М. Фарбер // *Сталь*. - 2005. - № 7. - С. 67-74.
2. Контролируемая прокатка / В.И. Погорельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Ивацкиш. - М.: Металлургия, 1979. - 184 с.
3. Установка для исследования сопротивления деформации металлов и сплавов при прокатке / В.К. Выдрин, А.П. Смолин, В.И. Крайнов и др. // *Сталь*. - 1980. - № 12. - С. 1085-1087.
4. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / М.Л. Бернштейн, С.В. Доббаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин. — М.: Металлургия, 1989. - 544 с.
5. Изменение кинетики превращения аустенита и структуры стали 17Г1С под действием деформации / В.М. Хлестов, Г.К. Дорожко, М.С. Подгайский и др. // *Физика металлов и металловедение*. - 1979. - Т. 47. - Вып. 5. - С. 998-1004.
6. Дорожко, Г.К. Влияние деформации на кинетику превращения аустенита, структуру и свойства стали 10ХСНД / Г.К. Дорожко, В.М. Хлестов, КН. Соколов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 1977. — № 12. — С. 24-28.

Поступила в редакцию 15 апреля 2009 г.