

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова

Перспективным направлением повышения прочностных свойств низкоуглеродистых легированных сталей, обладающих повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения, является использование контролируемой прокатки, обеспечивающей формирование структур с преобладанием бейнитной составляющей [1]. Для определения режимов проведения такой обработки необходимы обстоятельные исследования влияния температурно-деформационных условий проведения прокатки и скорости последующего охлаждения на структуру и свойства рассматриваемой группы стали.

В настоящей работе изучали влияние скорости охлаждения на свойства стали 05Г2МФБ, содержащей 0,07 % С, 1,56 % Мn, 0,18 % Мо, 0,068 % V и 0,05 % Nb. Исследовали два варианта: первый заключался в регламентированном охлаждении стали после аустенитизации; второй перед охлаждением, включая пластическую деформацию в аустенитном состоянии. Из горячекатаного листа вырезали заготовки размерами 15,7×15×250 мм, причем их ось совпадала с направлением прокатки листа. Заготовки подвергали аустенитизации при 1000 °С с 15-минутной выдержкой, затем подсушивали на воздухе до 820 °С и после трехминутной выдержки при этой температуре часть из них охлаждали по регламентированным режимам без деформации, а часть перед охлаждением деформировали прокаткой с обжатием 23 %. Охлаждение осуществляли с печью, на спокойном воздухе, при обдуве вентилятором водовоздушной смесью и в масле, при этом по данным термометрирования скорость охлаждения центра заготовок в интервале 820-300 °С составляла 0,1, 0,9, 2,8 и 52 град/с соответственно.

Оценивали механические свойства при статическом растяжении на образцах с диаметром рабочей части 5 мм и ударную вязкость на образцах с V-образным надрезом. Характер изломов изучали на сканирующем электронном микроскопе. Количество остаточного аустенита определяли рентгеноструктурным методом.

При охлаждении со скоростью 0,1 град/с происходит диффузионное превращение переохлажденного аустенита и формирование феррито-перлитной структуры. Эта структура неоднородна и имеет полосчатый вид: светлые полосы разделены узкими темными полосами. Светлые полосы практически полностью состоят из зерен полигонального феррита (рис. 1а). По размерам зерна этой фазы имеют большой разброс, что обусловлено протеканием диффузионного превращения в

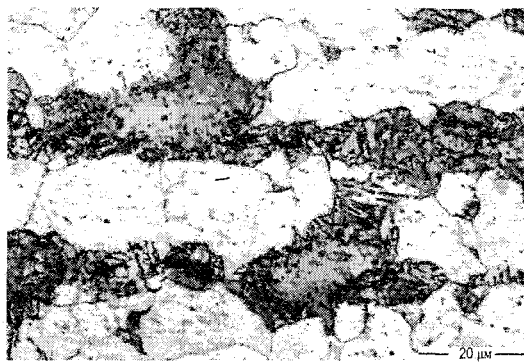
достаточно широком температурном интервале. Внутри ферритных зерен наблюдаются частицы размерами до 0,1-0,2 мкм, каковыми могут являться карбиды ванадия и ниобия, нерастворившиеся при нагреве на 1000 °С, так и выделившиеся при последующем охлаждении. Темные участки также состоят в основном из ферритных зерен, внутри которых и по их границам расположены небольшие участки вырожденного перлита. Цементит в этих участках присутствует либо в виде коротких пластин, нередко разбитых на отдельные части, либо частиц округлой формы, находящихся на разных стадиях сфероидизации. Диффузионный распад переохлажденного аустенита преобладает и при охлаждении со скоростью 0,9 и 2,8 град/с. Дисперсность основной структурной составляющей - полигонального феррита возросла и тем заметнее, чем выше скорость охлаждения (таблица).

Механические свойства и средний размер ферритного зерна стали 05Г2МФБ

Свойства	Скорость охлаждения, град/с			
	0,1	0,9	2,8	52
σ_B , МПа	<u>538</u>	<u>589</u>	<u>619</u>	<u>712</u>
	584	620	645	760
$\sigma_{0,2}$, МПа	<u>315*</u>	<u>366</u>	<u>371</u>	<u>506</u>
	335	370	395	522
δ , %	<u>27,4</u>	<u>27,2</u>	<u>27,7</u>	<u>25,0</u>
	28,1	29,2	28,0	26,3
ψ , %	<u>62,4</u>	<u>69,4</u>	<u>70,2</u>	<u>76,9</u>
	61,7	65,5	67,8	75,6
KCV ₊₂₀ , Дж/см ²	<u>305</u>	<u>292</u>	<u>314</u>	<u>356</u>
	298	296	313	339
KCV ₋₆₀ , Дж/см ²	<u>76</u>	<u>61</u>	<u>31</u>	<u>119</u>
	135	133	112	190
$d_{\text{зер}}$, мкм	<u>22</u>	<u>15</u>	<u>12</u>	
	17	12	10	

Примечание: в числителе – свойства и $d_{\text{зер}}$ недеформированной стали; в знаменателе – после прокатки при 820 °С, 23 %, * – физический предел текучести.

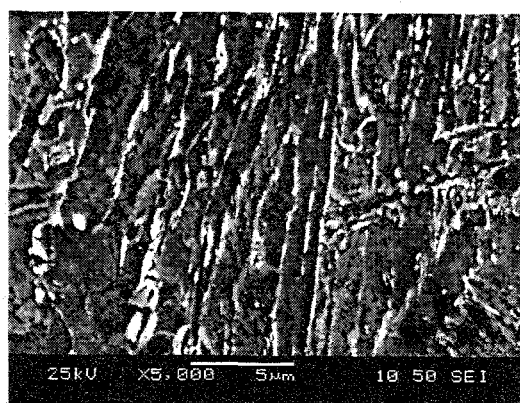
Одновременно уменьшилось количество вырожденного перлита. В структуре появились участки игольчатого бейнита размерами до нескольких десятков мкм (рис. 1б). Количество этой структурной составляющей после охлаждения со скоростями 0,9 и 2,8 град/с равно 5–10 и 15–20 % соответственно. На границах пластин бейнитной α -фазы толщиной от 1,5 до 5 мкм присутствуют «островки».



а)



б)



в)

Рис. 1. Структура стали 05Г2МФБ после охлаждения со скоростью 0,1 (а), 0,9 (б) и 52 град/с (в), в – РЭМ

Последние часто имеют форму близкую к глобулярной, но могут быть и вытянуты вдоль границ пластин. Они представляют собой остаточный аустенит и/или мартенсит с остаточным аустенитом (МА-составляющая) [2]. Рентгеновская съемка зафиксировала присутствие в структуре следов остаточного аустенита (1–2 %).

Принципиальное изменение структуры наблюдается после охлаждения со скоростью 52 град/с. При таких условиях охлаждения диффузионное превращение интенсивно подавляется. В структуре присутствует лишь небольшое количество мелких ферритных зерен. Основной структурной составляющей является игольчатый бейнит. В структуре встречается и другая морфологическая форма продуктов промежуточного превращения – глобулярный бейнит. Его участки с «островками» по краям и внутри имеют относительно равноосную форму. Наличие пакетов с тонкими сравнительно ровными рейками толщиной менее 1 мкм позволяет считать, что при быстром охлаждении наряду с бейнитом образуется речный мартенсит (рис. 1в). Его количество невелико не более 5–10 %. В структуре также присутствует 3–4 % остаточного аустенита.

Горячая пластическая деформация не внесла каких-либо принципиальных изменений в формировании структуры при последующем охлаждении. Однако после охлаждения со скоростями 0,1–2,8 град/с деформированные образцы имели более мелкое ферритное зерно, чем недеформиро-

ванные (см. таблицу). Такой эффект, по-видимому, обусловлен тем, что горячая деформация вызвала увеличение числа центров зарождения феррита при окончательном охлаждении. После охлаждения со скоростью 52 град/с бейнитная структура деформированных образцов также оказалась более дисперсной, чем недеформированных.

Наименьший уровень прочностных свойств стали 05Г2МФБ наблюдается после охлаждения со скоростью 0,1 град/с, когда имеет место феррито-перлитная структура. Увеличение скорости охлаждения до 0,9 и тем более до 2,8 град/с приводит к определенному повышению пределов текучести и прочности, причем относительное сужение также растет, а относительное удлинение практически не меняется (см. таблицу). Наиболее высокий уровень прочностных характеристик и относительного сужения обеспечило охлаждение со скоростью 52 град/с, при котором формируется преимущественно бейнитная структура.

Наблюдаемый характер изменения механических свойств справедлив и для деформированного состояния. При этом предварительная деформация обеспечила при всех исследованных скоростях охлаждения некоторый рост прочностных характеристик при незначительном снижении относительного сужения.

Рост прочности при повышении скорости охлаждения от 0,1 до 2,8 град/с следует связывать как с измельчением зерен феррита, так и с появле-

нием в структуре участков бейнита. По-видимому, первый фактор является преобладающим. По крайней мере в пользу такого предложения свидетельствует тот факт, что зависимость между пределом текучести и средним размером ферритного зерна ($d_{\text{фер}}$) недеформированных и деформированных образцов удовлетворительно описывается уравнением Холла–Петча

$$\sigma_T = 159 + 746 \cdot d_{\text{фер}}^{-1/2}$$

В случае динамических испытаний при комнатной температуре образцы, охлажденные со скоростью 0,1–2,8 град/с, с преимущественно феррито-перлитной структурой имеют близкие значения ударной вязкости. Наиболее высокие значения KCV наблюдаются после охлаждения со скоростью 52 град/с, приводящего к образованию бейнитной структуры. Для всех исследованных режимов охлаждения предварительная пластическая деформация не оказала сколь-либо существенного влияния на ударную вязкость при комнатной температуре.

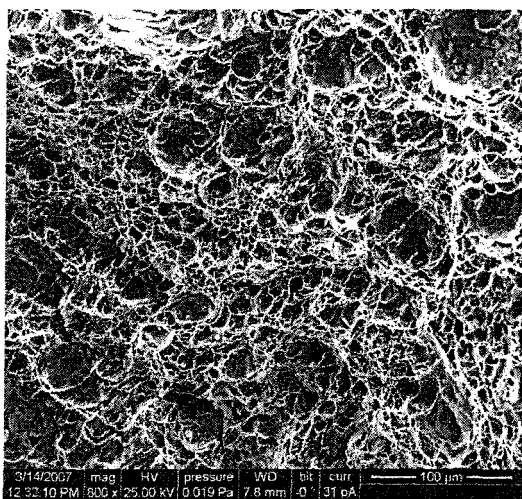
Вне зависимости от режима обработки и характера структуры разрушения ударных образцов при комнатной температуре испытания происходит вязко со значительной утяжкой, чему соответствует транскристаллитное развитие трещин. Изломы имеют дуплексную структуру: на поверхности разрушения присутствуют крупные и мелкие ямки (рис. 2а). Количество крупных ямок размерами 10–20 мкм невелико. Основная часть поверхности излома покрыта микроямками размерами менее 5 мкм. Нередко можно наблюдать слияние микроямок в микротрещины. Такое строение изломов позволяет считать, что контролирующей стадией процесса разрушения при динамическом нагружении при 20 °С является образование, коалесценция и слияние микропор [3]. Возникновение микропор могут инициировать частицы карбидов

VC и NbC, нерастворившиеся при аустенитизации и выделившиеся при последующем охлаждении.

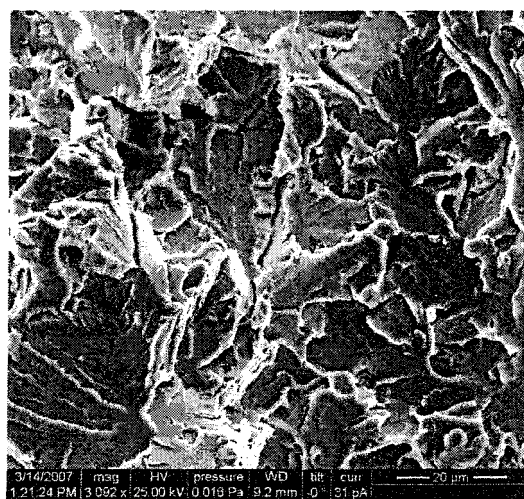
Снижению температуры испытания с +20 до –60 °С сопровождается существенным уменьшением ударной вязкости стали, а вязкое разрушение заменяется разрушением квазисколом (рис. 2б). Для образцов с феррито-перлитной структурой установлено, что отношение среднего размера фасеток квазискола к среднему размеру ферритного зерна близко к 0,6. В работе [4] показано, что в этом случае разрушение стали 05Г2МФБ должно осуществляться путем зарождения впереди магистральной трещины транскристаллитных микротрещин скола и последующего их слияния с макротрещиной. Такой же механизм разрушения при отрицательных температурах нагружения следует ожидать не только при феррито-перлитной, но и при бейнитной структуре.

В отличие от испытаний при комнатной температуре увеличение скорости охлаждения от 0,1 до 2,8 град/с приводит к снижению ударной вязкости при –60 °С. Такая закономерность оказалась несколько неожиданной, если учесть, что при более быстром охлаждении происходит большее измельчение ферритного зерна. Возможно, наблюдаемый эффект обусловлен неоднородностью структуры, возникающей с появлением среди мелкого ферритного зерна относительно крупных и более прочных участков бейнита. Не исключено также, что причины снижения KCV следует искать в особенностях строения бейнита. Когда бейнитная структура становится преобладающей (охлаждение со скоростью 52 град/с), то достигается наиболее высокий уровень вязкости, чему соответствует измельчение фасеток квазискола в изломе.

В случае испытания при –60 °С предварительная пластическая деформация не изменяя характер зависимости ударной вязкости от скорости охлаждения, существенно увеличила эту характе-



а)



б)

Рис. 2. Характер разрушения стали 05Г2МФБ при ударном нагружении при +20 (а) и –60 °С (б), РЭМ

ристику по сравнению с недеформированным состоянием, чему соответствовало уменьшение размеров фасеток квазискола в изломе. Так после охлаждения со скоростями 0,1 и 52 град/с фасетки квазискола изломов недеформированных образцов имели средние размеры 13,2 и 9,3 мкм, а в изломе деформированных - 10,5 и 6,3 мкм соответственно.

Таким образом, при использовании феррито-перлитной структуры измельчение ферритного зерна за счет увеличения скорости охлаждения или проведения деформационной обработки позволяет в определенной мере повысить прочностные характеристики малоуглеродистой легированной стали. В то же время нельзя не учитывать, что при применении повышенных скоростей охлаждения для измельчения зерен феррита трудно избежать появления в структуре некоторого количества бейнитной составляющей, сопровождающегося снижением ударной вязкости при отрицательных температурах.

Полученные данные наглядно показывают перспективность обработок, обеспечивающих получение преимущественно бейнитной структуры, при которой сталь имеет не только более высокие значения пределов текучести и прочности, но и большие относительное удлинение и ударную вязкость. Благоприятное влияние бейнитной структу-

ры на ударную вязкость реализуется как при комнатной температуре, испытания в условиях вязкого транскристаллитного разрушения, так и при отрицательных температурах при разрушении квазисколом. Пластическая деформация, осуществляемая перед регламентированным охлаждением, обеспечивает дополнительное упрочнение стали с бейнитной структурой при одновременном повышении ударной вязкости при отрицательных температурах.

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. Krauss, G. *Feritic Microstructures in Continuous Cooled Low- and Ultralowcarbon Steels* / G. Krauss, S.W. Thompson // *JSJ International*. - 1995. - V. 35, №8. - P. 937-945.
3. Cox, T.B. *An Investigation of The Plastic Fracture of Aisi 4340 and 18 Nickel-200 Grade Mar aging Steel* / T.B. Cox, I.R. Low // *Metallurgical Transactions*. - 1974. - V 5, №6. - P 1457-1470.
4. Горцкий, В.М. Структура и количественная фрактография хрупких изломов малоуглеродистых и низколегированных сталей / В.М. Горцкий, Д.П. Хромов // *Физика металлов и металловедение*. - 1983. - Т. 55. - Вып. 6. - С. 1169-1178.