

УДК 669.14.018: 620.18

Горбатенко В. П.  
Лукин А. В.  
Белоус Е. Ю.**НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ**

Контролируемая прокатка является превалирующей технологией производства толстых листов для труб магистральных газо- и нефтепроводов в связи с возможностью обеспечения высокого комплекса механических свойств и необходимой хладостойкости малоперлитных сталей, микролегированных сильными карбидообразующими элементами. Регламентированные режимы термомеханического воздействия обеспечивают формирование высокого уровня механических свойств. При этом снижение температуры окончания деформации, особенно ниже температуры начала  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения приводит к дополнительному повышению прочности.

Целью данной работы является анализ однородности структуры и свойств, а также способов их повышения в малоперлитных низколегированных строительных сталях толстолистового сортамента после деформационно-термической обработки при пониженных температурах.

Материалом для исследования служили образцы толстолистового проката из сталей 10Г2ФБ и 13Г1С-У, прокатанных по технологии контролируемой прокатки, с завершением деформации при пониженных температурах. Образцы стали 13Г1С-У подвергали нормализации и полному отжигу от 940–960 °С, нормализации после полного отжига и нормализации после релаксационного отжига при 600 °С. Также проводили отжиг образцов стали 10Г2ФБ от температур 1000, 1050, 1150 и 1200 °С с временем выдержки 20 и 120 мин.

Для высокопрочных трубных сталей с пониженным содержанием углерода в условиях основных отечественных производителей толстолистовой продукции, прокатку в чистой клетке стана производят при весьма низких температурах, часто приближающихся к 700 °С.

Деформация при пониженных температурах, когда процессы рекристаллизации в аустените полностью подавлены, приводит к формированию неоднородной структуры стали в виде чередующихся полос ферритных зерен и участков перлита, а также вызывает повышение уровня внутренних напряжений и обусловленное этим возможное снижение стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением, как одного из основных факторов, обеспечивающих необходимые эксплуатационные характеристики трубопроводов [1, 2].

Неоднородность структуры определяет анизотропию механических свойств высокопрочных строительных сталей, которая выражается в пониженных прочностных и пластических свойствах в направлении, отличном от направления прокатки, при этом максимальное различие наблюдается в направлении перпендикуляра к плоскости листа (Z-направление). Максимальное влияние структурная неоднородность оказывает на ударную вязкость, так как эта характеристика стали является наиболее структурночувствительной [3].

Ввиду того, что толстолистовой прокат, предназначенный для изготовления труб магистральных газо- и нефтепроводов, нередко эксплуатируется в условиях дальнего севера, немаловажным является тот факт, что степень анизотропии механических свойств сильно зависит от температуры окружающей среды. Так, коэффициент анизотропии (К) показателей ударной вязкости, определяемый как частное от деления соответствующих значений при испытаниях продольных образцов к значениям, полученным для поперечных образцов при той же температуре, существенно возрастает с понижением температуры испытаний (рис. 1). Такая неоднородность свойств толстолистового проката из высокопрочных строительных

сталей, микролегированных сильными карбидообразующими элементами, существенно ограничивает использование данного вида продукции, в частности, в строительстве высотных зданий и сооружений ответственного назначения [4].

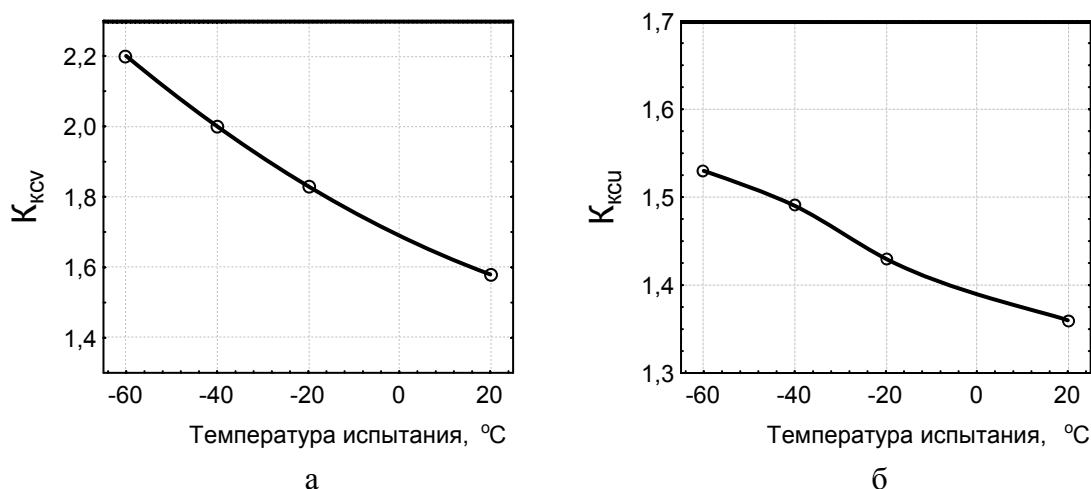


Рис. 1. Изменение коэффициентов анизотропии ( $K$ ) показателей ударной вязкости KCV (а) и KCU (б) стали 10Г2ФБ в зависимости от температуры испытания

Структурная неоднородность в сталях контролируемой прокатки не устраняется термической обработкой. Так, в ходе проведенных экспериментов установлено, что полный и релаксационный отжиги не устраняют структурную неоднородность.

Один, два и даже три цикла нормализации существенно не изменяют полосчатость структуры. Лишь только после полного отжига, проведение нормализации уменьшает степень полосчатости. Однако при этом существенно снижается твердость стали.

Повышение температуры отжига и продолжительности аустенитизации также могут не обеспечить устранение структурной неоднородности сталей контролируемой прокатки. Так, для стали 10Г2ФБ после контролируемой прокатки проводили отжиг при температурах 1000–1200 °C. Независимо от температуры нагрева образование перлита при диффузионном распаде аустенита происходит в виде сплошных протяженных полос (рис. 2). Ширина полос и расстояние между ними при всех реализованных температурах нагрева изменяются мало.

Увеличение длительности выдержки при температуре аустенитизации до 120 мин практически не оказывает влияния на структурную неоднородность при температурах отжига 1000 и 1050 °C (рис. 2, д, е). Наблюдается лишь некоторое увеличение толщины ферритных полос и размера зерна феррита по сравнению с меньшей длительностью выдержки при аустенитизации. При нагреве до 1150 °C происходит значительное укрупнение зерен феррита и толщины ферритных полос. Также наблюдается частичное дробление участков перлита, однако, по-прежнему в структуре присутствует большое количество перлитных полос. Длительная выдержка при 1200 °C способствует существенному снижению степени структурной неоднородности, сформированной в процессе термомеханической обработки по контролируемым режимам. В результате продолжительного высокотемпературного нагрева в стали 10Г2ФБ формируется структура, состоящая из крупных зерен феррита и отдельных крупных участков перлита размером от 10 до 40–50 мкм. Распределение перлитных участков в структуре образца носит произвольный неупорядоченный характер. Яркая выраженная перлитная полосчатость отсутствует.

Однако тщательный анализ структуры стали 10Г2ФБ по сечению образца от поверхности к центру показал, что после отжига при 1200 °C в течении 120 мин структурная неоднородность в определенной мере сохраняется. Она проявляется в чередовании зон с повышенным и пониженным содержанием перлита.

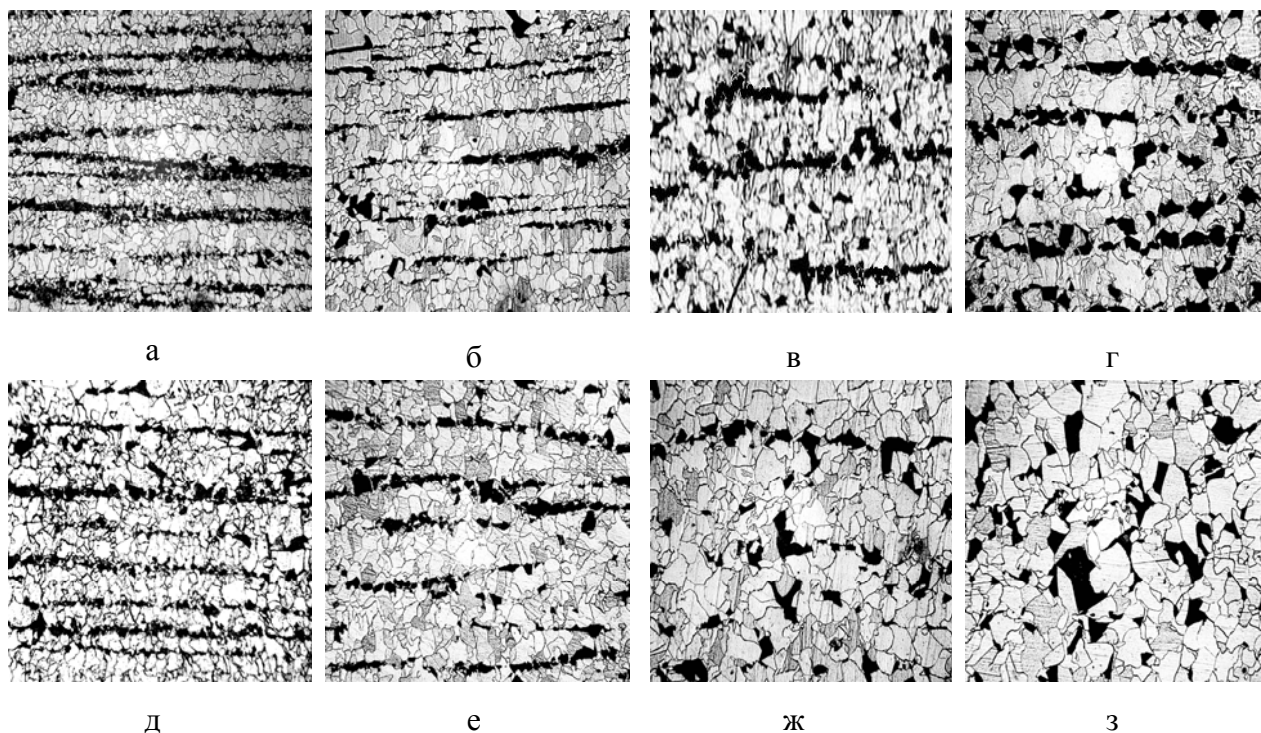


Рис. 3. Микроструктура стали 10Г2ФБ, отожженной при различных температурах с временем выдержки 20 мин (а, б, в, г) и 120 мин (д, е, ж, з) ( $\times 250$ ):

а, д –  $T_{\text{нагр}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ; б, е –  $T_{\text{нагр}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ; в, ж –  $T_{\text{нагр}} = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ ; г, з –  $T_{\text{нагр}} = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$

В последнее время совместно с контролируемой прокаткой применяют ускоренное охлаждение. Это способствует повышению уровня механических свойств и переходу к более высоким классам прочности. При этом регулируя интенсивность охлаждения, можно изменять получаемый комплекс свойств. Однако современные установки ускоренного охлаждения толстолистового проката не способны обеспечить однородную скорость охлаждения по всему периметру листа, что ведет к неравномерному распределению свойств.

Имеются сведения, что длительная гомогенизация перед контролируемой прокаткой и ускоренное охлаждение после чистовой клетки стана обеспечивают формирование бесполосчатой структуры стали 10Г2ФБ [5]. Отмечается, что в результате пластической деформации происходит переход большей части углерода стали в твердый раствор внедрения в феррите, что приводит к значительному снижению количества перлита в структуре. Однако проведение последующего отжига при  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  приводит к выходу углерода из твердого раствора, в результате чего наблюдается увеличение площади перлитных участков в структуре.

Важно отметить, что в структуре стали с равномерным распределением перлита после отжига наблюдается феррито-перлитная полосчатость, характерная для низкоуглеродистой стали после контролируемой прокатки с ее завершением при температурах, соответствующих двухфазной  $\gamma + \alpha$  области.

Формирование структуры с высокой степенью развития феррито-перлитной полосчатости можно объяснить, используя положения теории пластической деформации поликристаллических тел.

В деформируемом металле при достижении определенной степени обжатия возникает текстура деформации, т. е. ориентированная структура, в которой практически все кристаллиты ориентированы благоприятно по отношению к скалывающим напряжениям. Исходя из дислокационной модели строения границ, логично предположить, что при высоких степенях деформации при температурах, когда рекристаллизация существенно затруднена, границы зерен в местах их контакта в направлении течения металла трансформируются из высокоугловых в среднеугловые и даже малоугловые с возможностью их «рассыпания» на отдельных участках.

Такое изменение строения границ соседних зерен превращает их из непроницаемых, по крайней мере, в полупроницаемые барьеры для движения дислокаций в процессе пластической деформации. Это должно затруднять процесс зарождения кристаллов новой фазы в ходе как полиморфного превращения аустенита в феррит, так и выделения избыточных карбидов, карбонитридов или нитридов. Поэтому в случае распада аустенита с высокой степенью развития текстуры деформации, особенно когда его зерна приобретают форму волокон, зарождение феррита в процессе полиморфного превращения будет происходить преимущественно в приграничных объемах у поверхности, перпендикулярной направлению приложения деформирующей нагрузки. В местах же контакта зерен в направлении течения металла вероятность зарождения кристаллов феррита будет небольшой. Поэтому фронт полиморфного превращения аустенита в феррит будет распространяться, прежде всего, от поверхностей раздела, параллельных или почти параллельных плоскости листа, в направлении центральной зоны зерна. В результате такого механизма развития  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения к моменту начала перлитного превращения сформируется структура, состоящая из полос феррита и остатков деформированных аустенитных зерен с высокой концентрацией углерода.

Условия охлаждения могут влиять на количество перлита в структуре деформированной стали после завершения  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения в связи с описанной выше возможностью растворения углерода в феррите по типу замещения. Однако, распределение количества углерода по толщине металла остается не равномерным, в результате чего при последующем отжиге на месте протяженных участков, обогащенных углеродом, образуются полосы перлита.

## ВЫВОДЫ

Совершенствование состава и режимов деформационно-термической обработки высокопрочных строительных сталей трубного сортамента должно быть ориентировано на повышение степени однородности структуры и снижение анизотропии свойств сплавов, предназначенных для изготовления изделий, работающих в сложных условиях эксплуатации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Горбатенко В. П. Особенности структуры сталей контролируемой прокатки / В. П. Горбатенко // *Наукові праці Донецького національного технічного університету : серія «Металургія»*. – Донецьк : ДонНТУ. – 2004. – Вип. 73. – С. 53–57.
2. Горбатенко В. П. Влияние характеристик металлургического качества высокопрочных трубных сталей на показатели их стойкости против КРН / В. П. Горбатенко, В. М. Дорохин, В. В. Бурховецкий // *Наукові праці Донецького національного технічного університету*. – Донецьк : ДонНТУ. – 2007. – Вип. 9 (122). – С. 198–207. – (Серія : «Металургія»).
3. Оценка анизотропии механических свойств и трещиностойкости листов и труб большого диаметра / В. М. Дорохин, В. П. Горбатенко, Ю. Д. Морозов, Г. А. Филиппов, О. Н. Чевская // *Сталь*. – 2001. – № 1. – С. 65–69.
4. О причинах анизотропии механических свойств стали типа 10Г2ФБ / В. И. Большаков, Г. М. Воробьев, И. А. Тюттерев // *Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов*. – Дн-вск : ПГАСА. – 2008. – Вип. 45. – Ч. 4. – С. 49–55.
5. Изменение параметра решетки феррита при устранении перлитной полосчатости в стали 10Г2ФБ / В. И. Большаков, Г. М. Воробьев, И. А. Тюттерев, А. Я. Спильник // *Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов*. – Дн-вск. : ПГАСА. – 2008. – Вип. 36. – Ч. 3. – С. 153–162.

Горбатенко В. П. – д-р техн. наук, проф. ДонНТУ;  
Лукин А. В. – аспирант ДонНТУ;  
Белоус Е. Ю. – студент ДонНТУ.

ДонНТУ – Донецкий национальный технический университет, г. Донецк.

E-mail: Lykun@mail.ru