

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОДОЛЬНОЙ И ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ*

А.И. Гордиенко, Ю.И. Почивалов, И.В. Власов, И.П. Мишин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Исследовано влияние продольной и поперечно-винтовой прокатки на формирование микроструктур, механические характеристики и хладостойкость низкоуглеродистой стали класса прочности К60. Показано, что формирование вытянутой дисперсной структуры стали после продольной прокатки с высокой долей малоугловых границ зерен и кристаллографической текстурой, близкой к $\{001\}\langle 110\rangle$, приводит к значительному повышению микротвердости, прочностных характеристик стали ($\sigma_b = 1050$ МПа), но к снижению пластичности, ударной вязкости разрушения ($KCV^{-70^\circ\text{C}} = 25$ Дж/см²) и хладостойкости стали. Дополнительный отпуск стали после продольной прокатки способствует снижению микротвердости и прочностных свойств ($\sigma_b = 900$ МПа), но улучшению пластичности стали (до $\epsilon = 15\%$) и ударной вязкости разрушения ($KCV^{-70^\circ\text{C}} = 195$ Дж/см²). Применение поперечно-винтовой прокатки позволяет сохранить высокий уровень ударной вязкости разрушения при отрицательных температурах испытаний ($KCV^{-70^\circ\text{C}} = 260$ Дж/см²) за счет формирования равноосной, дисперсной структуры ($d = 3.3$ мкм) с малыми долей и размерами перлитных зерен, более однородным распределением структурных составляющих и аксиальной текстурой $\langle 110\rangle$.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, продольная прокатка, поперечно-винтовая прокатка, микроструктура, текстура, прочность, ударная вязкость разрушения, микромеханизмы разрушения.

Введение

Термомеханическая обработка (ТМО) позволяет существенно изменять структурно-фазовое состояние и механические свойства материалов. Особое значение ТМО имеет при получении изделий из низкоуглеродистых, малолегированных сталей, широко применяемых в нефтегазовой, судостроительной и строительной сферах. В зависимости от способа и степени деформации, температурных режимов прокатки возможно получение повышенного уровня прочностных характеристик стали [1–5]. Однако одновременно с повышением прочности не всегда удается получить удовлетворительную пластичность и ударную вязкость разрушения. Поэтому задача исследователей сводится к оптимизации режимов ТМО для получения требуемого сочетания прочностных характеристик, вязкости разрушения и хладостойкости.

Традиционным и наиболее распространенным способом обработки является продольная прокатка (ПП), при которой валки вращаются в противоположных направлениях и расположены параллельно друг другу. При поперечно-винтовой прокатке (ПВП) на трехвалковых станах изделие в процессе прокатки получает и вращательное, и поступательное движение [6–8]. В силу особенностей напряженно-деформированного состояния при вращательном движении заготовки в поверхностных слоях реализуется интенсивная сдвиговая деформация. Поэтому эффект измельчения структуры при поперечно-винтовой прокатке достигается с существенно меньшими усилиями, чем при продольной прокатке. Было показано, что при сопоставимых обжатиях уровень энергосиловых параметров при ПВП может быть в 12–15 раз ниже, чем при ПП [6]. Помимо этого, высокие сдвиговые деформации сопровождаются разогревом металла (до 100–150 °С), что позволяет оптимизировать температурный интервал и исключить промежуточные подогревы [6]. В работе [9] отмечали, что заготовки после поперечно-винтовой прокатки по механическим свойствам превосходят аналогичную продукцию, полученную с использованием продольной прокатки. Однако детального сравнительного анализа структур и механических свойств низкоуглеродистых сталей, полученных при реализации разных вариантов прокатки, не было проведено. В связи с этим цель настоящей работы – изучение влияния продольной и поперечно-винтовой прокатки на особенности формирования микроструктур и механические свойства низкоуглеродистой стали класса прочности К60.

* Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (проект FWRW-2021-0009).

Материалы и методики исследований

В работе исследовали низкоуглеродистую, малолегированную трубную сталь класса прочности К60 следующего химического состава, мас. %: 0.13 C; 1.6 Mn; 0.4 Si; 0.3 Cu; 0.05 V; 0.04 Nb; 0.05 Ti; 0.029 Al; 0.013 P; 0.01 S. Сталь в исходном горячекатаном состоянии подвергали обработке продольной прокаткой в ручьиных валках и поперечно-винтовой прокаткой. ПВП проводили на трехвалковом министане РСП «14-40», оси валков располагались под углом 120° друг к другу, угол подачи по отношению к оси прокатки составлял 8°. Режимы прокаток приведены в табл. 1. В обоих случаях прокатка начиналась от температуры 850 °С, что соответствовало области вблизи критической точки A_{r3} . Прокатку осуществляли без дополнительных подогревов. Число проходов выбиралось таким образом, чтобы суммарная степень деформации $\varphi = \sum \ln \left(\frac{F_{i-1}}{F_i} \right)$, где F_{i-1} и F_i – начальная и конечная площади поперечных сечений прутков, после прокатки была одинаковой. При ПВП степень деформации, равная 1.7, была достигнута за 6 проходов, а при продольной прокатке – за 13. Вследствие низкой температуры окончания ПП для стали был проведен дополнительный отпуск при 550 °С в течение 30 мин.

Таблица 1

Параметры режимов прокатки стали

Вид прокатки	Температура начала прокатки, °С	Завершение прокатки, °С	Число проходов	Размеры исходной заготовки, мм	Размеры конечной заготовки, мм	Степень деформации
				поперечное сечение		
ПП	850	550–600	13	23×23	10×10	1.66
ПВП	850	750–780	6	∅40	17.4	1.69

Исследования микроструктур стали проводили на оптическом микроскопе марки Zeiss Axiovert 25 и с помощью системы с электронными и сфокусированными ионными пучками Quanta 200 3D с приставкой «NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology» для автоматического анализа дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD). Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3%-м спиртовом растворе HNO_3 . Электролитическое полирование для исследования структур методом EBSD-анализа выполняли в растворе 25 мл CrO_3 + 210 мл H_3PO_4 при комнатной температуре и напряжении $U = 13$ В. При проведении EBSD-анализа шаг сканирования поверхности варьировали от 0.3 до 0.5 мкм.

Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузкой 50 г. Механические испытания на статическое растяжение образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 15×3×1 мм выполняли на установке типа Поляни.

Испытания на ударный изгиб стандартных образцов с V-образным надрезом и размерами 10×10×55 мм проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания от +20 до –70 °С с автоматической записью диаграмм разрушения в координатах «нагрузка – прогиб». По результатам испытаний оценивали работу зарождения и распространения магистральной трещины, которую определяли с помощью измерения площадей под кривой диаграммы нагружения. С использованием растровых электронных микроскопов Philips SEM 515 и Tesla BS300 исследовали микромеханизмы разрушения стали.

Результаты и их обсуждение

Микроструктурные исследования стали

В горячекатаном состоянии микроструктура стали К60 представлена вытянутыми в направлении прокатки областями из квазиполигональных зерен феррита и перлита (рис. 1, а). Средний размер ферритных зерен, определенный методом секущих на оптических снимках, составляет ≈ 12 мкм. Объемная доля перлита – 20%. В структуре преобладают большеугловые границы (БУГ) зерен (94%), а доля малоугловых границ (МУГ) зерен составляет 6%.

В результате продольной прокатки структура измельчается, характеризуется значительной вытянутостью ферритных зерен вдоль направления прокатки и разнотерностью (рис. 1, б; 2, а).

Ширина удлиненных ферритных зерен составляет 0,8–1,5 мкм, а более крупных достигает 3–4 мкм. Перлитные зерна имеют меньшие размеры по сравнению с горячекатаным состоянием и расположены вдоль границ ферритных зерен (рис. 2, б). В структуре также присутствуют отдельные частицы цементита в теле ферритных зерен и по их границам (рис. 2, б). За счет выделения отдельных частиц цементита объемная доля перлита снижается до 14–15%. В структуре стали после продольной прокатки наблюдали повышение доли МУГ зерен до 40%, что свидетельствует о формировании развитой субструктуры. Границы между удлиненными ферритными зернами являются большеугловыми, а внутри зерен присутствуют малоугловые разоориентации. Из анализа обратных полюсных фигур обнаружено, что в плоскости прокатки стали К60 преобладают ориентировки кристаллографических плоскостей, близкие к $\{001\}$, а направление прокатки совпадает с направлением $\langle 101 \rangle$ (рис. 2, в). Таким образом, сформирована кристаллографическая текстура прокатки $\{001\}\langle 110 \rangle$, характерная для металлов с ОЦК-решеткой [10].

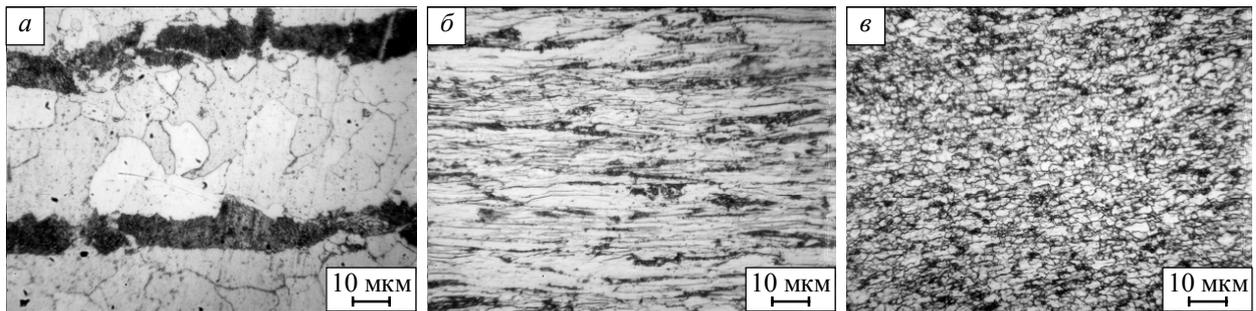


Рис. 1. Микроструктуры стали К60 в горячекатаном состоянии (а), после продольной (б) и поперечно-винтовой прокаток (в)

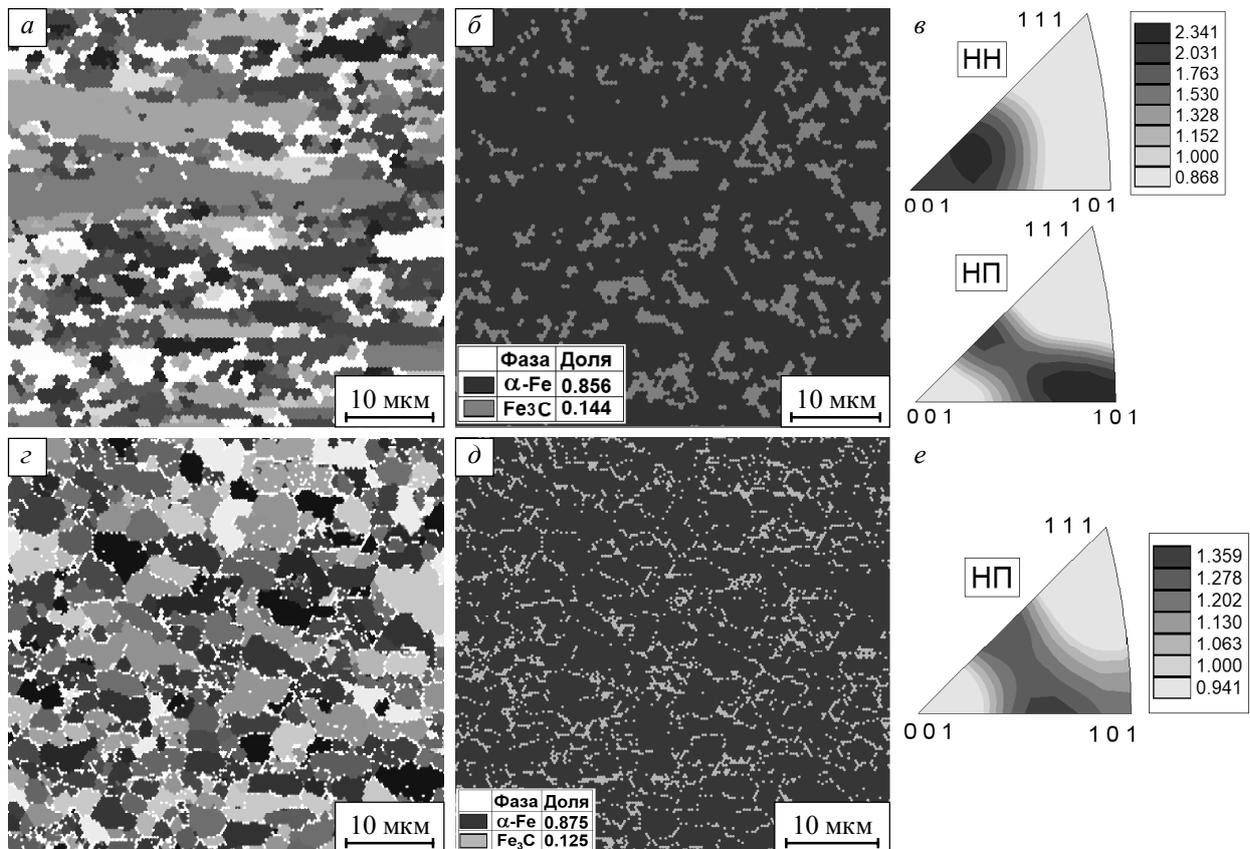


Рис. 2. Результаты EBSD-анализа стали после продольной (а–в) и поперечно-винтовой (г–е) прокаток: зеренная структура α -фазы (а, г), карты распределения фаз (б, д), обратные полюсные фигуры (в, е), полученные в плоскости прокатки: НН – нормаль к плоскости прокатки, НП – направление прокатки

В отличие от продольной, структура стали после поперечно-винтовой прокатки отличается квазиравноосной формой ферритных зерен (рис. 1, в; 2, з), средний размер которых составляет 3.3 мкм. Области перлитных зерен существенно меньше по размеру (рис. 2, д) по сравнению с горячекатаным состоянием и продольной прокаткой. Доля перлитных зерен уменьшается до 8%. В работе [11] при исследовании тонкой структуры данной стали после поперечно-винтовой прокатки было показано, что в структуре наряду с ферритом и перлитом формируется дисперсная бейнитная составляющая с объемной долей 15–20%. Таким образом, структура характеризуется более однородным распределением структурных составляющих (рис. 1, в). Доля МУГ зерен составляет 16%. В стали формируется аксиальная текстура со значительным ее рассеянием (рис. 2, е), при этом интенсивность величин текстурных компонент ниже, чем после продольной прокатки.

Механические свойства стали

В горячекатаном состоянии микротвердость ферритных областей составляет 1620 МПа, перлитных – 2300 МПа. После продольной прокатки наблюдали существенный рост величин микротвердости до 2900 МПа, что связано с зернограницным и субзерненным упрочнением, повышением плотности дислокаций, дисперсионным упрочнением за счет выделения при прокатке карбидных частиц Fe_3C в объеме ферритных зерен. После проведения дополнительного отжига микротвердость уменьшилась до 2460 МПа за счет снижения внутренних напряжений. После поперечно-винтовой прокатки вследствие уменьшения действующего размера зерна и упрочнения феррита дисперсными частицами микротвердость феррита повысилась примерно до 1900 МПа по сравнению с горячекатаным состоянием. Однако эти значения ниже, чем после продольной прокатки.

Величины пределов текучести σ_{02} и прочности σ_B стали после продольной прокатки увеличились в 2.5 и 1.6 раза, однако пластичность ϵ снизилась почти в 6 раз по сравнению с горячекатаным состоянием (рис. 3, а). Проведение дополнительного отпуска образцов стали после продольной прокатки приводит к некоторому снижению прочностных характеристик ($\sigma_{02} = 760$ МПа, $\sigma_B = 900$ МПа), но в то же время к улучшению пластичных свойств стали до $\epsilon = 15\%$. После поперечно-винтовой прокатки характеристики прочности повысились на 20–30% по сравнению с горячекатаным состоянием, при этом пластичность снизилась всего на 5% (рис. 3, а). На диаграммах растяжения таких образцов практически отсутствует площадка текучести, характерная для исходного феррито-перлитного состояния стали. Это связано с уменьшением доли перлита и формированием бейнитной составляющей [2].

По данным испытаний на ударный изгиб (рис. 3, б), сталь в горячекатаном состоянии характеризуется высоким значением ударной вязкости разрушения ($KCV = 250$ Дж/см²) при комнатной температуре испытаний ($T_{исп}$). Однако при снижении $T_{исп}$ происходит резкое их уменьшение. Температура вязко-хрупкого перехода ($T_{хв}$) стали составляет ≈ -32 °С. После продольной прокатки стали уровень величин KCV снижается уже при комнатной температуре испытаний до 180 Дж/см², а $T_{хв}$ соответствует значениям для горячекатаного состоя-

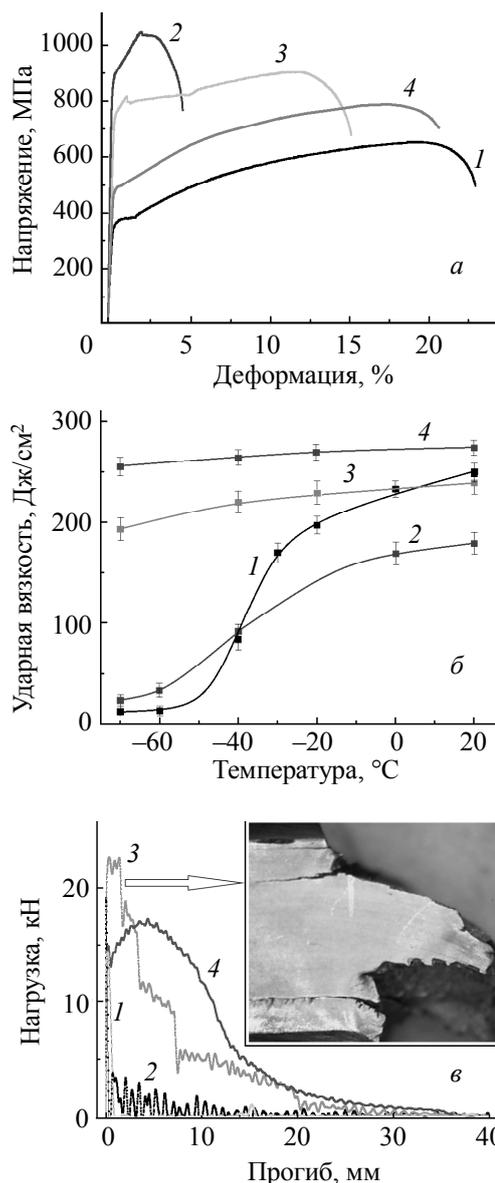


Рис. 3. Диаграммы растяжения (а), сериальные кривые ударной вязкости (б), кривые ударного нагружения при температуре испытаний -70 °С (в) стали К60: кр. 1 – в горячекатаном состоянии; кр. 2 – после продольной прокатки; кр. 3 – после продольной прокатки и отпуска; кр. 4 – после поперечно-винтовой прокатки

ния ($-35\text{ }^{\circ}\text{C}$). Таким образом, существенное упрочнение стали ($\sigma_{\text{в}} = 1050\text{ МПа}$) не позволяет сохранить достаточный уровень вязкости разрушения. После отпуска стали общий уровень KCV повышается (рис. 3, б) и при пониженных $T_{\text{исп}}$ значительно превышает характеристики для горячекатаного состояния. Явно выраженного вязко-хрупкого перехода не наблюдается. После поперечно-винтовой прокатки стали значения KCV повышаются во всем температурном интервале испытаний (до 275 Дж/см^2) и практически не уменьшаются при снижении $T_{\text{исп}}$. Вязко-хрупкий переход не происходит вплоть до $T_{\text{исп}} = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Оценка работ зарождения и распространения трещины по кривым ударного нагружения (рис. 3, в) дает дополнительную информацию о вязкопластичных характеристиках материала и о его сопротивляемости хрупкому разрушению. Наибольшая критическая нагрузка, требуемая для зарождения и роста трещины, достигается в образцах после продольной прокатки (рис. 3, в), что связано с высокой прочностью материала. При этом работа, затраченная на зарождение трещины, минимальна по сравнению с другими режимами обработки стали (табл. 2). При комнатной $T_{\text{исп}}$ работа распространения имеет высокие значения для всех структурных состояний стали. Процесс разрушения образцов в горячекатаном состоянии и после поперечно-винтовой прокатки происходит преимущественно путем порообразования. После продольной прокатки на изломах образцов обнаружены крупные расщепления и элементы вязкого и хрупкого разрушения.

Таблица 2

Работа зарождения и распространения трещины при ударном нагружении стали К60

Состояние стали	Работа зарождения трещины, Дж		Работа распространения трещины, Дж	
	$T_{\text{исп}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T_{\text{исп}} = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T_{\text{исп}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T_{\text{исп}} = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$
Горячекатаное	56	4	145	6
ПП	14.5	0.7	135	46
ПП+отпуск	35	16.5	155	135
ПВП	66	60	155	145

При снижении температуры испытаний до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ на диаграммах нагружения стали в горячекатаном состоянии и после продольной прокатки при достижении максимальной нагрузки наблюдается резкое падение (рис. 3, в). Это свидетельствует о лавинном хрупком распространении трещины, что подтверждают результаты фактографических исследований. Характер разрушения с вязкого меняется на хрупкий скол (рис. 4, а, б).

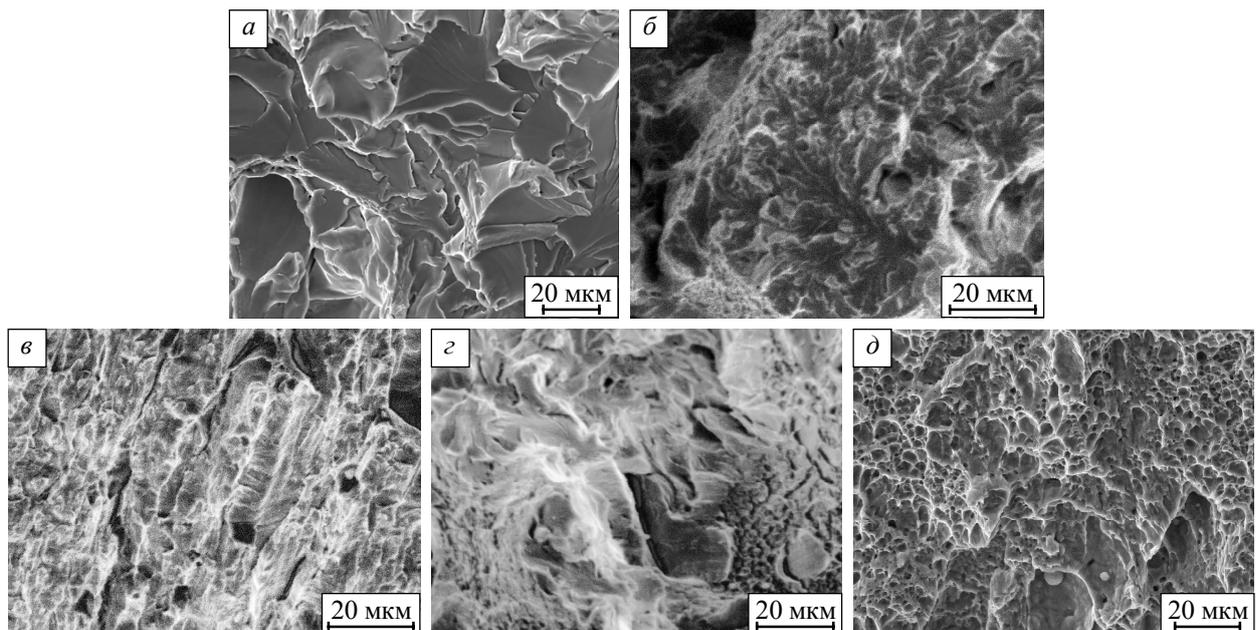


Рис. 4. Поверхности разрушения образцов стали К60 в горячекатаном состоянии (а), после продольной прокатки (б), продольной прокатки и отпуска (в, з), поперечно-винтовой прокатки (д) после ударных испытаний при температуре $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$

После продольной прокатки и отпуска стали работа зарождения и распространения трещины повышается (табл. 2), при этом при $T_{исп} -70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ее значения существенно выше по сравнению с горячекатаным состоянием. На диаграммах ударного нагружения присутствуют прямолинейные участки (рис. 3, в, кривая 3), характерные для хрупкого разрушения, однако после их коротких участков обнаружены ступеньки, свидетельствующие о затуплении трещины. Ступенчатое распространение трещины четко отражено на лицевой поверхности образца (рис. 3, в, выделено в рамке). После отпуска на поверхностях разрушения стали также присутствуют расщепления. Однако вследствие снижения напряжений на границах ферритных зерен развитие трещины носит квазихрупкий характер (рис. 4, в), нет типичных гладких поверхностей, характерных для скола, а поры и развитый рельеф поверхности наряду с элементами квазихрупкого разрушения свидетельствуют о развитии пластической деформации при разрушении (рис. 4, з).

После поперечно-винтовой прокатки стали значения работ зарождения и распространения трещины самые максимальные, при этом при уменьшении $T_{исп}$ они не снижаются (табл. 2). Вязкий, ямочный характер разрушения образцов наблюдали вплоть до температур $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4, д).

Таким образом, разный вид прокатки определяет разный уровень вязкости разрушения стали К60 при низких температурах испытаний. Известно, что измельчение зерна является главным фактором в повышении ударной вязкости разрушения и хладостойкости стали [12]. После продольной прокатки, несмотря на измельчение структуры, формируются вытянутые ферритные зерна с преимущественной кристаллографической ориентацией плоскостей $\{001\}$, которые усиливают склонность стали к образованию расщеплений [10]. Образование расщеплений связано с пониженной температурой окончания прокатки и формированием вытянутых ферритных зерен с напряженными границами. В работе [13] отмечали, что расщепления понижают ударную вязкость и являются нежелательными, поскольку характер их раскрытия хрупкий. Авторы [14] показали, что формирование расщеплений происходит ступенчато в результате коалиценции соседних микротрещин, образованных на межфазных границах карбидов и матрицы. Поэтому выделение частиц второй фазы на границах удлиненных ферритных зерен увеличивает вероятность хрупкого разрушения при снижении температуры испытаний. Это наблюдали в стали К60 после продольной прокатки. Для сохранения высокой пластичности и вязкости разрушения дисперсные карбиды должны быть распределены внутри матрицы [15].

К противоположному мнению о влиянии расщеплений пришли в работе [16]. Авторы обнаружили, что в высоковязких сталях с гетерофазной структурой расщепления могут повышать вязкость разрушения, поскольку их возникновение приводит к релаксации полей внутренних напряжений, формированию в окрестностях расщеплений участков вязкого разрушения и росту общей работы разрушения. Похожий результат был получен после отпуска стали К60 после ПП. Несмотря на формирование расщеплений, ударная вязкость стали при низких температурах находится на высоком уровне и в области расщеплений присутствуют участки вязкого разрушения. Формирование более «мягкой» матрицы и снижение внутренних напряжений способствуют повышению запаса пластичности материала и высокой работе распространения трещины.

После ПВП в стали формируется дисперсная, равноосная структура, в которой отсутствует кубическая компонента текстуры $\{001\}$. Структура характеризуется меньшей долей перлитных зерен, более однородным распределением структурных составляющих и меньшим разбросом значений по размеру зерен (см. рис. 1, а), что обеспечивает более высокий уровень ударной вязкости разрушения [12, 17]. В структуре стали преобладают БУГ зерен, которые действуют как препятствия, тормозящие распространение трещин скола, что отмечали в работе [18]. В совокупности эти структурные факторы обеспечивают сохранение вязкопластичных характеристик стали после поперечно-винтовой прокатки при понижении температуры испытаний.

Заключение

1. Применение продольной прокатки стали К60 в интервале $850\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к измельчению феррито-перлитной структуры, но разнотерности и вытянутости структурных элементов вдоль направления прокатки. В структуре сформирована высокая доля малоугловых границ зерен (до 40%) и преимущественная ориентировка кристаллографических плоскостей $\{001\}$, которые приводят к образованию расщеплений при ударном нагружении. В результате структурных изменений микротвердость стали возросла до 2900 МПа, а величины пределов текучести σ_{02} и прочности σ_b – до 910 МПа и 1050 МПа соответственно. При этом пластичность и величины ударной вяз-

кости разрушения резко снизились при пониженных температурах испытаний ($\varepsilon = 4\%$, $KCV^{-70^\circ\text{C}} = 25 \text{ Дж/см}^2$).

2. Проведение дополнительного отпуска после продольной прокатки способствовало снижению микротвердости (до 2460 МПа) и прочностных свойств (до $\sigma_{02} = 760 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}} = 900 \text{ МПа}$), но улучшению пластичности стали (до $\varepsilon = 15\%$) и ударной вязкости разрушения во всем температурном интервале испытаний ($KCV^{-70^\circ\text{C}} = 195 \text{ Дж/см}^2$).

3. В результате поперечно-винтовой прокатки стали сформирована равноосная, дисперсная структура ($d = 3.3 \text{ мкм}$), в которой отсутствует кубическая компонента текстуры $\{001\}$. Структура характеризуется меньшей долей и размерами перлитных зерен, более однородным распределением структурных составляющих. Благодаря этому в стали сохраняется высокий уровень ударной вязкости разрушения при понижении температуры испытаний ($KCV^{-70^\circ\text{C}} = 260 \text{ Дж/см}^2$), а вязкохрупкий переход не происходит вплоть до температур -70°C .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Urtsev V.N., Shmakov A.V., Mokshin E.D., et al. // Phys. Met. Metallogr. – 2019. – V. 120. – No. 12. – С. 1233–1241.
2. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
3. Мотовилина Г.Д., Орлов В.В., Хлусова Е.И. // Вопросы материаловедения. – 2005. – Т. 43. – № 3. – С. 5–12.
4. Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Каширо П.О. // Изв. вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 11. – С. 22–28.
5. Настич С.Ю., Матросов М.Ю. // Металлург. – 2015. – № 9. – С. 5–12.
6. Galkin S.P. // Steel in Translation. – 2014. – V. 44. – No. 1. – P. 61–64.
7. Naizabekov A., Volokitina I., Lezhnev S., et al. // J. Mater. Eng. Perform. – 2020. – V. 29. – No. 1. – P. 315–329.
8. Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Dyja N., et al. // Metalurgija. – 2017. – V. 56. – No. 1–2. – P. 199–202.
9. Гетманова М.Е., Ливанова О.В., Ливанова Н.О. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2017. – № 4. – С. 13–24.
10. Ėgiz I.V., Shamrai V.F. // Met. Sci. Heat Treat. – 2003. – V. 45(1). – P. 35–38.
11. Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Pochivalov Y.I., Smirnova A.S. // Phys. Met. Metallogr. – 2018. – V. 119. – No. 1. – P. 83–91.
12. Jia T., Zhou Y., Jia X., Wang Z. // Metall. Mater. Trans. A. – 2017. – V. 48 – P. 685–696.
13. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 3. – С. 3–8.
14. Farber V.M., Khotinov V.A., Belikov S.V., et al. // Phys. Met. Metallogr. – 2016. – V. 117. – No. 4. – P. 407–421.
15. Feng L.-L., Hu F., Qiao W.-W., Lu X.-Y. // Kang T'ieh/Iron and Steel. – 2020. – V. 55. – No. 10. – P. 89–95.
16. Farber V.M., Khotinov V.A., Morozova A.N., Martin T. // Met. Sci. Heat Treat. – 2015. – V. 57. – P. 487–491.
17. Kang N., Lee Y., Byun S., et al // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V. 499. – P. 157–161.
18. Lee S.-W., Lee S.-I., Hwang B.E. // J. Korean Institute of Metals and Materials. – 2020. – V. 58. – No. 5. – P. 293–303.

Поступила в редакцию 15.02.2021.

Гордиенко Антонина Ильдаровна, к.т.н., науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: mirantil@sibmail.com;

Почивалов Юрий Иванович, к.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: pochiv@ispms.tsc.ru;

Власов Илья Викторович, к.т.н., науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: good0@yandex.ru;

Мишин Иван Петрович, к.ф.-м.н., науч. сотр. ИФПМ СО РАН, e-mail: mishinv1@yandex.ru.