

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.14:539.4.015

### ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

© 2021 г. С. Н. Сергеев<sup>а, \*</sup>, И. М. Сафаров<sup>а</sup>, А. П. Жилиев<sup>а</sup>,  
Р. М. Галеев<sup>а</sup>, С. В. Гладковский<sup>б</sup>, Д. А. Двойников<sup>б</sup>

<sup>а</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Ст. Халтурина, 39, Уфа, 450001 Россия

<sup>б</sup>Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

\*e-mail: nikocem17@gmail.com

Поступила в редакцию 25.11.2020 г.

После доработки 04.02.2021 г.

Принята к публикации 12.02.2021 г.

Различными методами деформационно-термической обработки получена ультрамелкозернистая (УМЗ) структура равноосного и волокнистого типа в низкоуглеродистой конструкционной стали 05Г2МФБТ (Fe–2Mn–Mo–V–Nb–Ti). Установлено, что сталь с УМЗ структурой имеет более высокие прочностные свойства. Показано, что применение разных схем деформации позволяет получить волокнистую или равноосную УМЗ структуру с неодинаковой дисперсностью карбидных частиц. Обнаружено, что формирование в стали УМЗ структуры волокнистого типа приводит к повышению сопротивления хрупкому разрушению по сравнению с мелкозернистой структурой, получаемой в стали после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Стандартные испытания на ударный изгиб показали, что сталь с волокнистой УМЗ структурой характеризуется более высокими характеристиками ударной вязкости и более низкой температурой вязко-хрупкого перехода.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, ударная вязкость, ультрамелкозернистая структура

**DOI:** 10.31857/S0015323021060097

#### ВВЕДЕНИЕ

Актуальной задачей современного материаловедения является разработка перспективных конструкционных материалов и режимов их упрочнения, обеспечивающих повышенную надежность и долговечность деталей, узлов и элементов машиностроительных конструкций ответственного назначения для эксплуатации в условиях статических и динамических нагрузок в широком температурном диапазоне. К таким материалам относятся экономнолегированные низкоуглеродистые стали, широко применяемые в настоящее время в промышленности благодаря возможности достижения необходимого комплекса механических свойств при хорошей технологичности и сравнительно невысокой себестоимости [1, 2]. Однако к существенным недостаткам данных сталей относятся недостаточно высокий уровень прочности и характерное для ОЦК-металлов резкое снижение сопротивления хрупкому разрушению при низких климатических температурах [3, 4]. Одним из путей повышения прочностных характеристик и снижения температуры порога хладноломкости низкоуглеродистых конструкционных сталей является создание в них ультра-

мелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структуры такими методами интенсивного деформационного воздействия как РКУ-прессование [5] и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [6].

Другая возможность повышения ударной вязкости при комнатной и пониженных температурах связана с формированием в конструкционных ферритных и феррито-перлитных сталях различного состава структуры слоисто-волокнистого типа в процессе горячей прокатки [7, 8] или теплой прокатки при температурах отпуска предварительно закаленных сталей [9]. Последний деформационно-термический режим обработки получил название “темпформинга” [10]. В ряде отечественных и зарубежных работ показано, что создание в низкоуглеродистых сталях волокнистой УМЗ структуры может приводить как к повышению уровня ударной вязкости и смещению температуры порога хладноломкости в область более низких температур [11, 12], так и появлению аномального максимума на температурной зависимости поглощенной энергии удара [13]. В последнем случае повышение поглощенной энергии удара сталей при достижении температурной

**Таблица 1.** Химический состав стали 05Г2МФБТ, вес. %

Fe	C	Mn	Si	V	Nb	P	S	Mo	Ti
Основа	0.054	1.61	0.26	0.025	0.059	0.009	0.0012	0.192	0.023

области вязко-хрупкого перехода связывается с проявлением эффекта “вязкости расслоения” (“Delamination toughening”) [14]. Однако, несмотря на то что вопросы о влиянии волокнистой УМЗ структуры на механические свойства низкоуглеродистых сталей достаточно подробно освещены в научной литературе, сущность явления аномального прироста характеристик ударной вязкости с понижением температур испытаний остается до конца не изученной и требует дальнейшего детального анализа. Следует отметить, что влияние теплой деформации прокаткой на процессы структурообразования, механические свойства при растяжении и температурные зависимости характеристик ударной вязкости низкоуглеродистых сталей  $C \approx 0.1–0.15\%$  в отличие от среднеуглеродистых сталей  $C \approx 0.4–0.6\%$  [14, 15] до сих пор малоизучено. В связи с этим был проведен анализ влияния интенсивного деформационного воздействия методами ВИК и теплой прокатки при температуре  $550^\circ\text{C}$  на эволюцию структуры и текстуры, механические свойства при растяжении и температурные зависимости характеристик ударной вязкости низкоуглеродистой конструкционной стали 05Г2МФБТ.

#### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В исходном состоянии образцы стали 05Г2МФБТ размером  $20 \times 20 \times 100$  мм были получены после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Элементный состав стали 05Г2МФБТ приведен в табл. 1. В целях получения УМЗ структуры волокнистого и равноосного типа дополнительно провели деформацию теплой прокаткой и ВИК. Прокатку проводили на стане МКУ-280 на калибровочных валках с четырьмя валками прямоугольного сечения за несколько проходов до конечного сечения прутков  $10 \text{ мм} \times 10 \text{ мм}$  с относительным сужением за один проход  $\psi = 10–15\%$  при температуре  $550^\circ\text{C}$ . Суммарная накопленная истинная деформация оценивалась по формуле:  $e = \sum \ln(F_{i-1}/F_i)$ , где  $F_{i-1}$  и  $F_i$  – начальная и конечная площадь поперечного сечения прутка на каждом этапе прокатки. Накопленная истинная деформация после прокатки составила  $e = 2.7$ .

Деформацию всесторонней изотермической ковкой для получения относительно равноосной структуры проводили на гидравлическом прессе модели ПА 2638 при температуре  $550^\circ\text{C}$ , в интервале скоростей деформации  $10^{-3}–10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Сум-

марная накопленная истинная деформация составила  $e = 10.5$ .

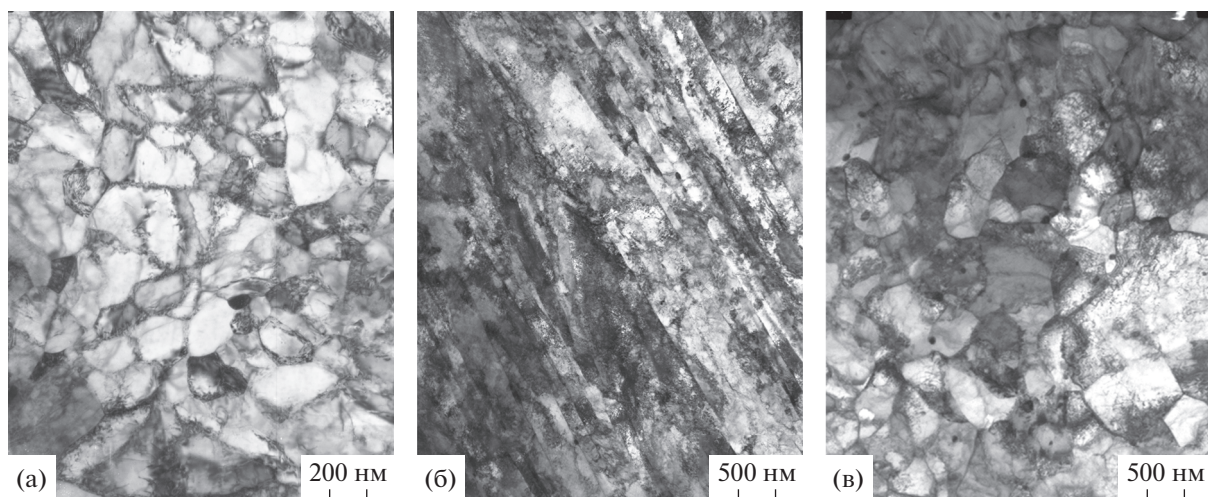
Структурные исследования стали проводили методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Тонкую структуру стали исследовали на просвечивающем электронном микроскопе “JEM 2000EX” фирмы JEOL. Параметры микроструктуры определяли методом автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) на растровом электронном микроскопе “Tescan Mira 3LMH”. Расчет проводился на программном обеспечении CHANNEL 5 с шагом сканирования от 50 до 200 нм. Доля индцированных по шести Кикучи-линиям картин дифракции составила не менее 80% от общего числа измеренных точек. Критерием разделения границ на малоугловые и большеугловые (МУГ и БУГ) служила разориентировка  $15^\circ$ . При этом не учитывались границы с разориентировкой менее  $2^\circ$  из-за недостаточной точности их определения [16].

Статистические испытания на растяжение плоских образцов типа I проводили согласно ГОСТ 1497–84 на универсальном динамометре “INSTRON-1185” при комнатной температуре со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

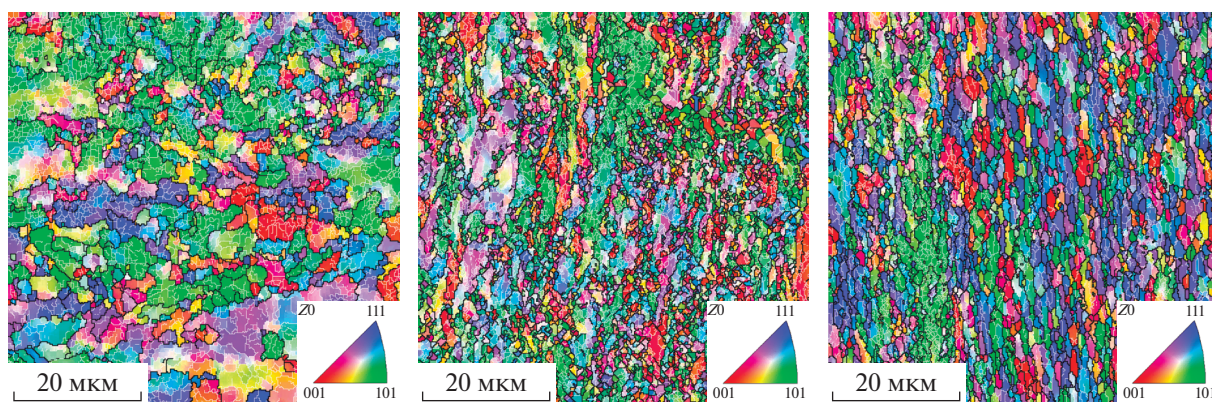
Испытания на ударный изгиб стандартных образцов типа 11 с V-образным надрезом глубиной 2 мм, ориентированным по “тормозящему” (“crack arrester”) типу [17], проводили согласно ГОСТ 9454–78 на инструментированном маятниковом копре “Tinius Olsen IT542M” в интервале температур от  $20^\circ\text{C}$  до минус  $196^\circ\text{C}$ . С использованием программного обеспечения копра были построены диаграммы ударного нагружения в координатах “нагрузка–перемещение” в интервале температур от  $20^\circ\text{C}$  до минус  $196^\circ\text{C}$ . По результатам обработки диаграмм нагружения согласно рекомендациям ГОСТ 22848–77 было проведено разделение общей энергии удара ( $A$ ) на составляющие – работу на зарождение ( $A_3$ ) и на распространение трещины ( $A_p$ ). Показатель динамической трещиностойкости ( $J_{id}$ ) рассчитывали по методике, описанной в работе [18]:

$$J_{id} = 2A_3/B(W - a),$$

где  $B$  – ширина образца,  $W$  – высота образца,  $a$  – длина концентратора напряжений (надреза). Механические характеристики усредняли по результатам испытаний не менее 3 идентичных образцов, а величина разброса не превышала  $\pm 2.5\%$ .



**Рис. 1.** Микроструктура стали 05Г2МФБТ: а – после теплой прокатки в поперечном сечении; б – после теплой прокатки в продольном сечении; в – после всесторонней изотермическойковки.



**Рис. 2.** Ориентационная EBSD-карта микроструктуры стали 05Г2МФБТ в поперечном сечении: а – после контролируемой прокатки и последующего ускоренного охлаждения; б – после теплой прокатки; в – после всесторонней изотермическойковки; с наложенной схемой границ зерен (черные) и субзерен (белые).

Фрактографический анализ поверхности разрушения образцов проводили на растровом электронном микроскопе “Tescan Vega 3SBH”.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением структура стали 05Г2МФБТ полностью совпадает с описанной в [19] бейнитной структурой со средним размером зерен 5–10 мкм.

После теплой прокатки сформировалась УМЗ структура с сильно вытянутыми зернами со средним поперечным размером зерен  $600 \pm 150$  нм. В продольном сечении длина волокон составила 20–30 мкм. Частицы карбидов распределены по границам волокон (рис. 1б). В отличие от прокатки, после всесторонней изотермическойковки во всех сечениях структура равноосная со средним

размером зерен  $800 \pm 150$  нм, в которых наблюдается повышенная плотность дефектов. Границы зерен в основном имеют вид, характерный для деформированной структуры, то есть широкие и извилистые, имеют повышенную плотность дефектов и отличаются высокой неравновесностью. При этом также присутствуют ровные и тонкие более равновесные границы, типичные для рекристаллизованных зерен.

Проведенный дополнительно EBSD-анализ позволил оценить процессы, прошедшие при разных методах деформационно-термической обработки.

На рис. 2 представлены EBSD-карты микроструктуры стали 05Г2МФБТ после трех разных режимов деформационно-термического воздействия. Наглядно видно, какие изменения произошли в структуре, полученной контролируемой прокат-

**Таблица 2.** Значение доли малоугловых, большеугловых и специальных границ (всех типов), среднего размера зерен стали 05Г2МФБТ после разных режимов обработки

Режим обработки	Доля МУГ, %	Доля БУГ, %	Доля специальных границ, %	Средний размер зерен/субзерен, мкм
После контролируемой прокатки (поперечное сечение)	26	71	4	5.1
После контролируемой прокатки (продольное сечение)	28	68	5	4.1
После теплой прокатки при 550°C (поперечное сечение)	48	45	7	0.6
После теплой прокатки при 550°C (продольное сечение)	36	57	8	–
После ВИК при 550°C (поперечное сечение)	45	48	7	0.9
После ВИК при 550°C (продольное сечение)	34	57	9	0.8

кой, в результате последующей теплой прокатки или всесторонней изотермической ковки.

Приведенные в табл. 2 результаты показали, что после контролируемой прокатки в поперечном и продольном сечении доля МУГ примерно одинаковая и составляет 26 и 28% соответственно, доля специальных границ не превышает 5% в обоих сечениях.

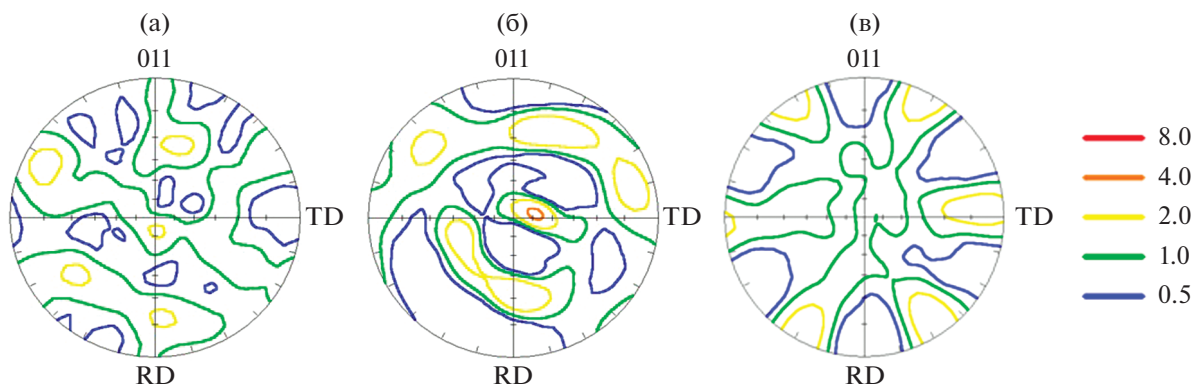
Проведение теплой прокатки при температуре 550°C привело к существенному повышению доли МУГ в стали 05Г2МФБТ до 48% в поперечном сечении, а в продольном до 36%, доля специальных границ изменилась не существенно и возросла до 8% в обоих сечениях. Существенные отличия в доле МУГ в поперечном и продольном сечениях свидетельствуют о неравновесности процессов деформирования при теплой прокатке, а также о дальнейшем измельчении структуры, в том числе за счет формирования субзерен. При этом субструктурное упрочнение происходит интенсивнее в поперечном сечении по сравнению с продольным, что вызвано особенностью схемы деформации. Аналогичная картина наблюдается в низкоуглеродистой стали после ВИК, с той лишь разницей, что в поперечном сечении доля МУГ по сравнению с параметром структуры после теплой прокатки несколько ниже, то есть 45 и 48% соответственно.

При этом из рис. 2 видно, что микроструктура стали после ковки остается незначительно вытянутой перпендикулярно последнему направлению осадки. Отметим, что исследование методом EBSD-анализа, в отличие от проведенных исследований с помощью просвечивающей электронной микроскопии, показало наличие в микроструктуре после теплой прокатки как областей с зернами малого размера, так и крупных вытянутых

зерен с развитой субзеренной структурой внутри. В то же время после всесторонней изотермической ковки наблюдается более однородная структура, при этом на фоне вытянутых зерен присутствуют мелкие равноосные зерна той же ориентировки. Такие существенные отличия в структуре после разных схем деформирования обусловлены, по-видимому, различным характером развития процессов динамической рекристаллизации и полигонизации.

Проведенный анализ полюсных фигур (рис. 3) показал, что двухкомпонентная текстура прокатки исходного состояния после теплой прокатки становится более острой, в ней начинает преобладать аксиальная компонента. Это связано с тем, что в использованной схеме деформирования в четырехвалковом калибре отсутствует поперечное “течение” металла, и деформация преимущественно идет вдоль направления прокатки, что и приводит к преимущественному формированию одноосевой компоненты текстуры. При ВИК образцы испытывают деформационное воздействие осадкой со сменой оси деформации на каждом переходе, при этом идет размытие исходной текстуры прокатки и разворот полюсных максимумов по трем осям образца.

Результаты механических испытаний, представленные в табл. 3, показывают, что даже в состоянии поставки сталь имеет высокие значения прочностных характеристик и ударной вязкости. Это обусловлено сформировавшейся в материале при контролируемой прокатке и последующем ускоренном охлаждении бейнитной структурой [20, 21] со средним размером зерен 5–10 мкм, основной вклад в упрочнение вносит измельчение зерен и субзерен.

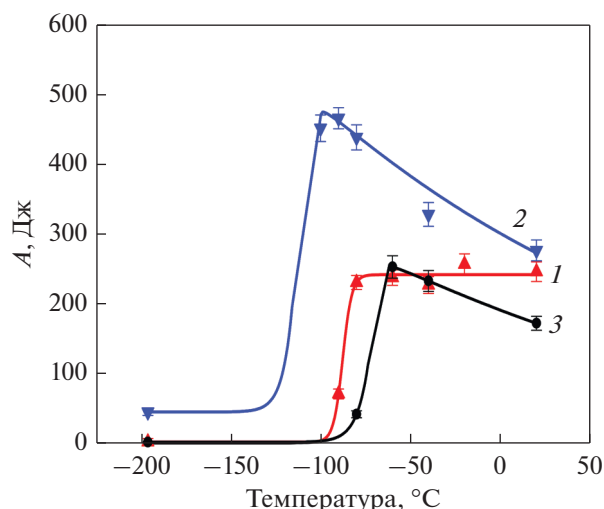


**Рис. 3.** Прямые полюсные фигуры образцов стали 05Г2МФБТ в поперечном сечении: а – после контролируемой прокатки и последующего ускоренного охлаждения; б – после теплой прокатки; в – после всесторонней изотермической ковки.

Проведение дополнительной теплой прокатки привело к повышению значений  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_B$  по сравнению с параметрами в исходном состоянии с 700 до 1000 МПа и снижению величины  $\delta$  с 21 до 17%. Различия между значениями временного сопротивления разрыву и условного предела текучести в продольном и поперечном сечении не превышают 10%. Напротив, ударная вязкость стали при комнатной температуре после теплой прокатки увеличивается, достигая значения  $KCV^{20} > 3.38$  МДж/м<sup>2</sup> (полностью не разрушенный образец). Таким образом, формирование волокнистой УМЗ структуры приводит к повышению в 1.5 раза прочностных характеристик стали за счет зеренного, субзеренного и дисперсионного упрочнения.

Сформированная в ходе ВИК смешанная зеренно-субзеренная УМЗ структура, также как и структура после теплой прокатки, повышает прочностные характеристики на 60%, при этом достигается наибольшее соотношение значений  $\sigma_{0.2}/\sigma_B = 0.97$ , свидетельствующее о снижении резерва деформационного упрочнения стали и соответственно, ресурса ее пластической деформируемости. При этом по сравнению с исходным состоянием происходит снижение значений относительного удлинения с 21 до 13% и ударной вязкости при комнатной температуре с 3.15 до 2.20 МДж/м<sup>2</sup>.

Проведенные ударные испытания с понижением температуры от комнатной до точки кипения

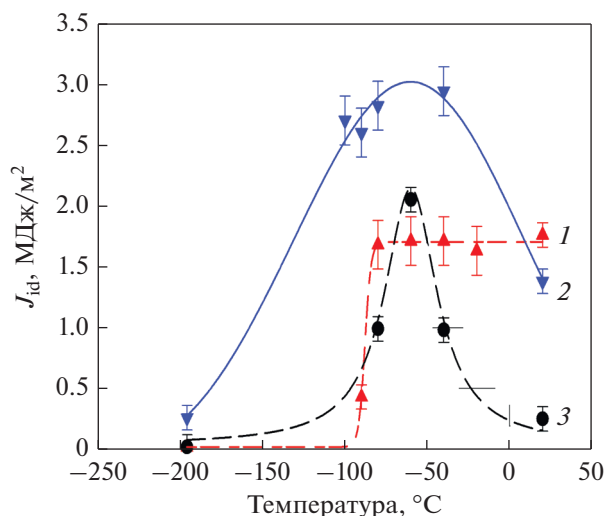


**Рис. 4.** Температурная зависимость работы разрушения стали 05Г2МФБТ: 1 – после контролируемой прокатки; 2 – с волокнистой УМЗ структурой; 3 – с равноосной УМЗ структурой.

жидкого азота показали, что после ВИК за счет интенсивного деформационного упрочнения стали происходит снижение работы удара и динамической трещиностойкости (рис. 4 и 5) при температурах +20, -40 и -80°C, а также смещение температуры вязко-хрупкого перехода примерно на 20°C в область более высоких температур.

**Таблица 3.** Механические характеристики низкоуглеродистой стали 05Г2МФБТ в поперечном сечении образца

05Г2МФБТ	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}/\sigma_B$	$\delta$ , %	$KCV^{20}$ , МДж/м <sup>2</sup>
После контролируемой прокатки	612	685	0.89	21	3.15
После теплой прокатки	1017	1080	0.94	17	>3.38
После ВИК	1056	1093	0.97	13	2.20



**Рис. 5.** Температурная зависимость динамической трещиностойкости стали 05Г2МФБТ: 1 – после контролируемой прокатки; 2 – с волокнистой УМЗ структурой; 3 – с равноосной УМЗ структурой.

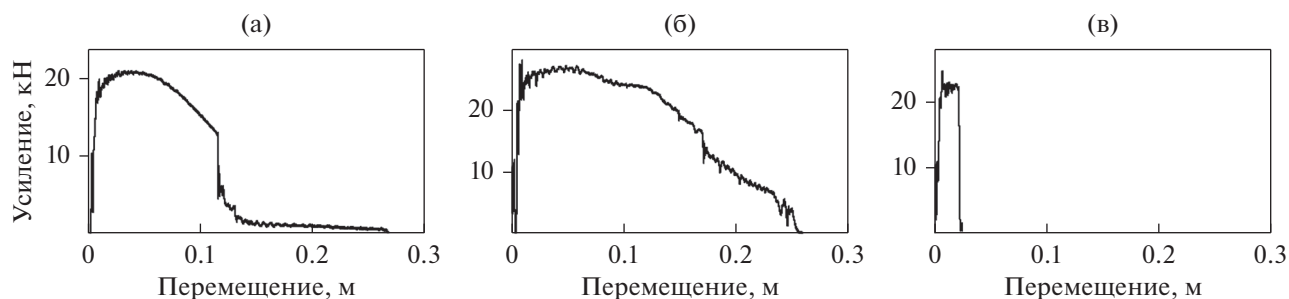
Увеличение дефектности структуры в процессе ВИК понижает способность стали сопротивляться зарождению и распространению трещины, что способствует снижению характеристик ударной вязкости при низких температурах. В то же время при температуре испытания минус 60°C наблюдается аномальный прирост значений  $A$  и, особенно,  $J_{id}$  (рис. 4 и 5). В наибольшей степени аномальный прирост характеристик ударной вязкости стали 05Г2МФБТ после дополнительной теплой прокатки наблюдается в интервале температур от  $-40$  до  $-100^\circ\text{C}$  (рис. 4 и 5).

Следует отметить, что максимум значений работы удара  $A$  после теплой прокатки достигается при температуре  $-90^\circ\text{C}$ , что соответствует температуре порога хладноломкости после исходной контролируемой прокатки. Подобный аномальный прирост характеристик ударной вязкости ав-

торами [10] объясняется проявлением эффекта “вязкости расслоения” в низкоуглеродистых малолегированных сталях, наблюдаемым при температурах вблизи порога хладноломкости. Преимущества в показателях ударной вязкости стали с волокнистой УМЗ структурой, полученной в результате теплой прокатки, по сравнению с характеристиками стали после исходной контролируемой прокатки и дополнительной ВИК сохраняются и при температуре жидкого азота (рис. 4 и 5).

Обобщая полученные результаты, можно отметить, что в стали 05Г2МФБТ после обработки по различным режимам при ударных испытаниях ниже температуры минус 70°C в зависимости от типа УМЗ структуры реализуются разные механизмы зарождения и распространения трещины, о чем также свидетельствует и фрактографический анализ поверхности изломов. Так, при минус 80°C на диаграммах нагружения четко видно изменение стадийности процессов разрушения ударного образца (рис. 6).

На диаграмме ударного нагружения образцов стали в исходном состоянии при минус 80°C наблюдается хрупкий скачок (рис. 6а), и это сопровождается снижением работы удара и динамической трещиностойкости (рис. 4 и 5) при сохранении преимущественно вязкого ямочного микростроения излома (рис. 7а). В состоянии после теплой прокатки при температуре испытания минус 80°C достигаются наиболее высокие значения работы ударного нагружения ( $A = 420$  Дж) и динамической трещиностойкости ( $J_{id} = 2.8$  МДж/м<sup>2</sup>), что хорошо согласуется с типичным для разрушения с расслоениями скачкообразным видом диаграммы ударного нагружения (рис. 6б) и формированием излома “террасного типа” [13] (рис. 7б). Для образцов стали после ВИК, испытанных при температуре минус 80°C, диаграмма нагружения имеет типичный для хрупкого разрушения вид (рис. 6в), а



**Рис. 6.** Диаграммы ударного нагружения образцов стали 05Г2МФБТ при температуре испытания минус 80°C: а – после контролируемой прокатки и последующего ускоренного охлаждения; б – после теплой прокатки; в – после всесторонней изотермической ковки.

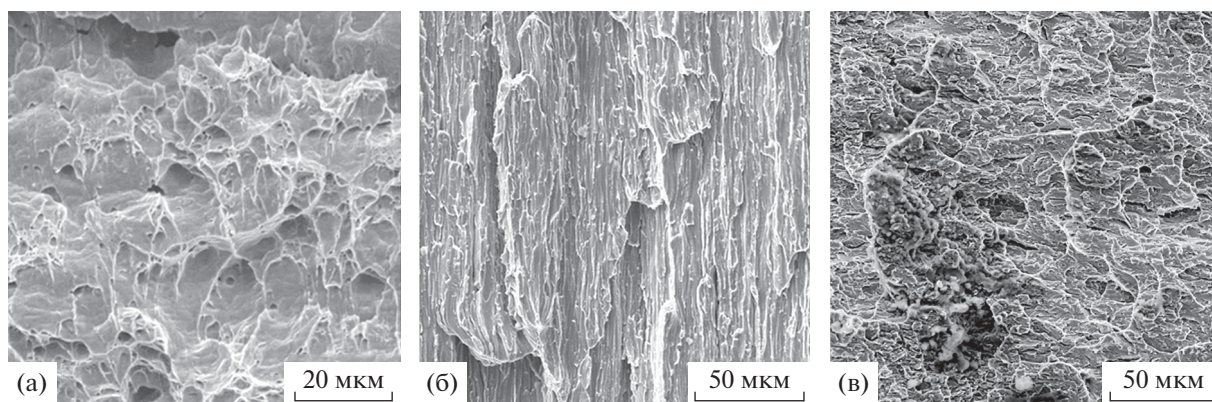


Рис. 7. Микростроение поверхности изломов стали при температуре испытания минус 80°C: (а) после контролируемой прокатки и последующего ускоренного охлаждения; (б) после теплой прокатки; (в) после всесторонней изотермическойковки.

в изломе образца преобладает квазискольный рельеф поверхности роста трещины.

### ВЫВОДЫ

1. Исходная бейнитная структура стали 05Г2МФБТ, полученная контролируемой прокаткой, со средним размером зерен 5–10 мкм после теплой прокатки преобразовалась в волокнистую УМЗ структуру со средним размером зерен в поперечном сечении 0.6 мкм. После всесторонней изотермическойковки (ВИК) структура стали становится более равноосной в продольном и поперечном сечениях и характеризуется средним размером зерен  $0.80 \pm 0.15$  мкм. Наибольшая доля БУГ (68–71%) во всех сечениях достигается после контролируемой прокатки, а наименьшая – в поперечном сечении образцов после теплой прокатки (45%) и ВИК (48%).

2. Формирование в стали УМЗ структуры волокнистого и равноосного смешанного типа при проведении теплой прокатки и ВИК приводит к росту прочностных характеристик по сравнению с параметрами в исходном состоянии в 1.6–1.7 раза до уровня соответственно  $\sigma_b = 1080$  МПа и  $\sigma_{\text{в}} = 1093$  МПа при сохранении повышенной пластичности (17% и 13%) и ударной вязкости при комнатной температуре (3.38 и 2.20 МДж/м<sup>2</sup>).

3. После деформации стали ВИК происходит снижение работы ударного нагружения и динамической трещиностойкости при температурах +20, –40 и –80°C, а также смещение температуры вязко-хрупкого перехода. В то же время в состоянии после ВИК при температуре испытания минус 60°C, наблюдается аномальный прирост значений  $A$  и, особенно,  $J_{\text{ид}}$ .

4. В состоянии после теплой прокатки в интервале температур испытаний –40...–100°C наблюдается аномальный рост работы ударного нагру-

жения и динамической трещиностойкости стали 05Г2МФБТ, который обусловлен формированием волокнистой УМЗ структуры и проявлением эффекта “вязкости расслоения” при температурах вблизи порога хладноломкости.

5. Для изученных режимов деформационной обработки выявлена взаимосвязь между полученными при температуре –80°C характеристиками ударной вязкости стали, видом диаграмм ударного нагружения и микростроением поверхности изломов. В образцах после теплой прокатки выявлен характерный для разрушения с расслоением рельеф излома “террасного” типа.

Исследования выполнены на базе ЦКП ИПСМ РАН “Структурные и физико-механические исследования материалов” совместно с ЦПК “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН.

Работа выполнена с использованием средств государственного бюджета по госзаданию ИПСМ РАН и ИМАШ УрО РАН на 2019–2021 годы.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Софрыгина О.А., Жукова С.Ю., Битюков С.М., Пышминцев И.Ю. Разработка экономно-легированных сталей для изготовления высокопрочных труб нефтяного сортамента по api spec5ct // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 43–49.
2. Клейнер Л.М., Кобелев К.А., Гребеньков С.К., Ларин Д.М. Новый класс конструкционных сталей в машиностроение // Металлургия машиностроения. 2011. № 5. С. 39–40.
3. Павлов В.А. Физические основы холодной деформации ОЦК металлов. М.: Наука, 1978. 208 с.
4. Чернов В.М., Кардашев Б.К., Мороз К.А. Хладноломкость и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками – дислокационные механизмы // Журн. технической физики. 2016. Т. 86. Вып. 705. С. 57–64.

5. *Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Фасенюк М.В., Кашапов М.Р., Рааб А.Г., Караваева М.В., Ганеев А.В.* Влияние режимов равноканального углового пресования и последующего нагрева на прочность и механизм разрушения стали 10 // Деформация и разрушения материалов. 2013. № 1. С. 21–25.
6. *Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю.* Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой // ДАН. 2017. Т. 466. № 3. С. 289–292.
7. *Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И. Л., Терещенко Н.А., Табатчикова Т.И.* Эффект повышения ударной вязкости при формировании слоистой структуры в процессе горячей прокатки ферритной стали // ДАН. Техническая физика. 2010. Т. 433. № 1. С. 42–45.
8. *Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л., Панов А.В., Елохина Л.В.* Исследование причин повышения вязкости ферритной стали 08X18T1 в результате повторной горячей прокатки // ФММ. 2004. Т. 98. № 3. С. 90–98.
9. *Dolzhenko A., Yanushkevich Z., Nikulin S.A., Belyakov A., Kaibyshev R.* Impact toughness of an S700MC-type steel: Tempforming vs ausforming // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 723. P. 259–268.
10. *Inoue T., Yin F., Kimura Y., Tsuzaki K., Ochiai S.* Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling // Metal. Mater. Trans. A. 2010. V. 41A. P. 341–355.
11. *Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Двойников Д.А.* Влияние теплой прокатки на структуру и механические свойства низкоуглеродистой трубной стали // Письма о материалах. 2015. Т. 5. № 1. С. 51–54.
12. *Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М., Пышминцев И.Ю.* Прочность и ударная вязкость низкоуглеродистой стали с волокнистой УМЗ структурой // ФММ. 2014. Т. 115. № 3. С. 315–323.
13. *Kimura Y., Inoue T., Tsuzaki K.* Tempforming in medium-carbon low-alloy steel // J. Alloys and Compounds. 2013. V. 577S. P. S538–S542.
14. *Kimura Y., Inoue T., Yin F. and Tsuzaki K.* Delamination Toughening of Ultrafine Grain Structure Steels Processed through Tempforming at Elevated Temperatures // ISIJ International. 2010. V. 50. № 1. P. 152–161.
15. *Kimura Y., Inoue T.* Influence of Warm Tempforming on Microstructure and Mechanical Properties in an Ultra-high-Strength Medium-Carbon Low-Alloy Steel // Metal. Mater. Trans. A. 2013. V. 44A. P. 560–576.
16. *Даниленко В.Н., Миронов С.Ю., Беляков А.Н., Жилиев А.П.* Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. № 2. С. 28–46.
17. *Embury J.D., Petch N.J., Wraith A.E., Wright E.S.* The fracture of mild steel laminates // Trans. of Metall. S. AIME. 1967. V. 239. P. 114–118.
18. *Ботвина Л.П.* Разрушение: Кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
19. *Эфрон Л.И.* Металловедение в “большой” металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
20. *Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Урцев Н.В.* Наблюдение мартенситно-аустенитной составляющей в структуре низкоуглеродистой низколегированной трубной стали // ФММ. 2020. Т. 121. № 4. С. 396–402.
21. *Лобанов М.Л., Пышминцев И.Ю., Урцев В.Н., Данилов С.В., Урцев Н.В., Редикульцев А.А.* Текстура наследственности в феррито-мартенситной структуре низколегированной стали после контролируемой термомеханической обработки // ФММ. 2019. Т. 120. № 12. С. 1279–1285.