



УДК 539.89:539.42

DOI 10.17073/0368-0797-2021-1-28-37



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Н. С. Сурикова, И. В. Власов, Л. С. Деревягина,
А. И. Гордиенко, Н. А. Наркевич

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. В работе методами механических испытаний, оптической металлографии, электронной просвечивающей и растровой сканирующей микроскопии исследовано влияние трех режимов многопроходной поперечно-винтовой прокатки (ПВП) на микроструктуру, механические свойства и вязкость разрушения феррито-перлитной трубной стали 09Г2С. Показано, что после всех режимов ПВП наблюдается изменение параметров исходной зеренной структуры заготовки с формированием слоистости в распределении зерен по размерам – вблизи поверхности заготовки размер глобулярных зерен составляет 1 – 4 мкм, длина вытянутых зерен в центральной части заготовки варьируется от единиц до десятков мкм, ширина – от 1 до 8 мкм. Механические испытания на одноосное растяжение и ударную вязкость проводили на образцах, вырезанных из центральной части прутка. Установлено, что ПВП приводит к увеличению предела текучести и предела прочности стали после всех исследуемых режимов при незначительном понижении общей пластичности. Наибольшее увеличение ударной вязкости при $T = -70^\circ\text{C}$ наблюдается после контролируемой ПВП в интервале температур 850 – 500 °С. С помощью электронно-микроскопических исследований показано, что особенности механического поведения образцов после ПВП связаны со структурными превращениями, происходящими в стали при прокатке и охлаждении. Основным фактором упрочнения является измельчение ферритных зерен и формирование субзеренной структуры после ПВП. Повышение ударной вязкости связано с более однородной мелкодисперсной структурой проката, не содержащей пластин цементита и бейнита. Процессы разрушения исходных образцов стали и после ПВП в зависимости от температуры анализируются на основе записанных диаграмм ударного нагружения и структур в зонах долома образцов Шарпи.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, поперечно-винтовая прокатка, механические характеристики, зеренная структура, диаграммы ударного нагружения, зоны разрушения

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-08-00221.

Для цитирования: Сурикова Н.С., Власов И.В., Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Наркевич Н.А. Влияние режимов поперечно-винтовой прокатки на механические свойства и вязкость разрушения трубной стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 1. С. 14–37. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-28-37>

INFLUENCE OF CROSS-SCREW ROLLING MODES ON MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE TOUGHNESS OF PIPE STEEL

N. S. Surikova, I. V. Vlasov, L. S. Derevyagina,
A. I. Gordienko, N. A. Narkevich

Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS (2/3, Akademicheskii ave., Tomsk 634021, Russian Federation)

Abstract. Influence of three modes of multi-pass cross-screw rolling (CSR) on microstructure, mechanical properties and fracture toughness of ferriteic-pearlitic 09G2S pipe steel was investigated by methods of mechanical tests, optical metallography, electron transmission and scanning microscopy. After all CSR modes there is a change in parameters of initial grain structure of the billet with formation of lamination in grain distribution by sizes. Near the surface of the billet the size of globular grains is 1 – 4 μm , the length of extended grains in the central part of the billet varies from units to tens μm , width – from 1 to 8 μm . Mechanical tests for uniaxial tension and toughness were performed on the samples cut from the central zone of the billet. It was found that CSR increases the yield and tensile strengths of all test samples with a slight decrease in overall plasticity. The greatest increase in toughness at $T = -70^\circ\text{C}$ is observed after controlled CSR within the 850 – 500 °C temperature range. Electron microscopic studies have shown that features of mechanical behavior of the samples after CSR are related to structural transformations occurring in steel during rolling and cooling. The main hardening factor is the grinding of ferrite grains and the formation of a subgrain structure after CSR. The increase in fracture toughness is related to more uniform ultrafine-grained structure of rolled material, which does not contain plates of cementite and bainite. Fracture processes of initial steel samples and after CSR depending on temperature were analyzed on the basis of recorded diagrams of impact loading and fractures in breakage regions of the Charpy specimens.

Keywords: low-carbon steel, cross-screw rolling, intensive plastic deformation, deformation hardening, mechanical characteristics, grain structure, diagrams of shock loading, destruction zones

Funding. The work was performed according to the Government research assignment for the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, project no. FWRW-2021-0010, and was financially supported by RFBR, project no. 18-08-00221.

For citation: Surikova N.S., Vlasov I.V., Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Narkevich N.A. Influence of cross-screw rolling modes on mechanical properties and fracture toughness of pipe steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 1, pp. 14–37. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-29-37>

ВВЕДЕНИЕ

До настоящего времени низкоуглеродистые и низколегированные стали и чугуны продолжают оставаться самыми дешевыми и распространенными конструкционными материалами в мире и являются предметом многочисленных исследований. В связи с интенсивным развитием нефтяных и газодобывающих отраслей в акватории Арктики и Крайнего Севера актуальной становится проблема повышения ресурса и надежности эксплуатации магистральных трубопроводов для транспортировки энергоносителей и связанных с ними конструкций [1–4]. Требуется создание сталей и их сварных соединений с повышенными технологическими характеристиками. Необходимый уровень таких свойств можно получить с помощью легирования, термообработки и применения различных схем интенсивной пластической деформации (ИПД). Глубокая поперечно-винтовая прокатка (ПВП) металлических сплавов является перспективным методом ИПД для получения длинномерных заготовок с субмикроструктурной структурой [5–8]. Часто она применяется в сочетании с другими методами ИПД – продольной прокаткой на гладких валках, равноканальным угловым прессованием, ковкой и др. Однако микромеханизмы пластической деформации при ПВП зависят от множества факторов и требуют дальнейшего изучения. Настоящая работа посвящена поиску и исследованию оптимальных режимов поперечно-винтовой прокатки, формирующих в низкоуглеродистой стали 09Г2С ультрамелкодисперсную структуру с высокими прочностными и вязкопластическими свойствами при низких температурах.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе исследовали трубную сталь 09Г2С стандартного состава, % (по массе): 0,1 С; 1,3–1,7 Мн; 0,5–0,8 Si; 0,3 Cu; 0,3 Cr; 0,008 N. Заготовки стали в форме прутков диаметром ~40 мм подвергали механической обработке методом поперечно-винтовой прокатки на трехвалковом мини-стане РСП «14-40» (суммарная мощность главных приводов 33 кВт, угловая скорость вращения валков $3,7 \text{ с}^{-1}$, скорость подачи заготовки 10 мм/с) по трем режимам. Режим I заключался в нагреве заготовки до температуры 850°C , выдержке 40 мин, последующей ПВП за шесть проходов через ряд калибров уменьшающего диаметра и охлаждения

на воздухе. Режим II – нагрев до температуры 850°C , выдержка 40 мин, ПВП заготовки за шесть проходов, закалка в воде. Режимы I и II отличались скоростью охлаждения заготовки после прокатки. Скорость охлаждения на воздухе составляла $V_1 \approx 10^\circ\text{C}/\text{мин}$, скорость охлаждения в воде – $V_2 \approx 100^\circ\text{C}/\text{мин}$. Температура окончания прокатки по режимам I и II находилась в области $(\gamma + \alpha)$. По режиму III проводили контролируемую ПВП в интервале температур $850 - 500^\circ\text{C}$ с понижением температуры прокатки на 100°C на каждом следующем проходе. После каждого прохода заготовку охлаждали в холодной воде. Процедуру понижения температуры прокатки (режим III) применяли для снижения скорости роста зерен в процессах динамической рекристаллизации. Суммарная степень истинной логарифмической деформации стали $\varepsilon = \ln\left(\frac{D}{d}\right)$ во всех режимах ПВП составляла $\sim 0,80 - 0,85$, коэффициент вытяжки – $K_v = \left(\frac{D}{d}\right)^2$ (D – исходный диаметр, d – конечный диаметр заготовки) имел значение $\sim 5,0 - 5,5$. Температура окончания прокатки по режиму III находилась ниже температуры A_{r1} .

Механические испытания на одноосное растяжение выполняли при комнатной температуре на установке типа Поляни со скоростью $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Образцы для растяжения вырезали на электроискровом станке в форме двойных лопаток с площадью поперечного сечения $3 \times 1 \text{ мм}^2$ и длиной рабочей части 15 мм. Для удаления воздействий искровой резки все поверхности образцов шлифовали на абразивном материале различной зернистости и подвергали электролитической полировке в смеси ортофосфорной кислоты и окиси хрома в соотношении 8:1 при напряжении на электродах 20 В. Твердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере PMT-3М при нагрузке 1 Н.

Испытания на ударный изгиб проводили на образцах Шарпи размером $55 \times 10 \times 10 \text{ мм}$ с V-образным надрезом глубиной 2 мм на автоматизированном копире Instron 450MPX согласно стандарту ASTM E 23:2007 в интервале температур испытания $+20 \div -70^\circ\text{C}$. Охлаждение образцов выполняли на установке Laidar 870, время проведения испытания охлажденного образца не превышало 5 с.

Структурные исследования выполняли методами оптической, растровой и просвечивающей электронной

микроскопии. При этом использовали оптический микроскоп марки Zeiss Axiovert 25, растровый электронный микроскоп LEO EVO 50, электронный просвечивающий микроскоп CM-12 Philips при ускоряющем напряжении 120 кВ из Томского МЦКП ТГУ и ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографические исследования показали, что в состоянии поставки сталь 09Г2С имеет типичную феррито-перлитную структуру (рис. 1, *а – в*) с характерной «строчечностью» в расположении перлитных

зерен, которая, очевидно, связана неоднородностью химического состава стали по углероду. Средний размер ферритных зерен, близких к глобулярной форме, составляет ~17 мкм, перлитных (темных) зерен изменяется в пределах от 15 до 35 мкм. Металлографическая структура стали после ПВП по режиму *II* подобна структуре после ПВП по режиму *I*. На рис. 2, *а – в* приведено электронно-микроскопическое изображение исходного перлитного зерна, а на рис. 2, *г* – зерна феррита с дислокационной структурой. Межпластинчатое расстояние в пакете перлита составляет 0,3 – 0,6 мкм, между кристаллическими решетками α -фазы и цемента выполняется стандартное ориентационное соотно-

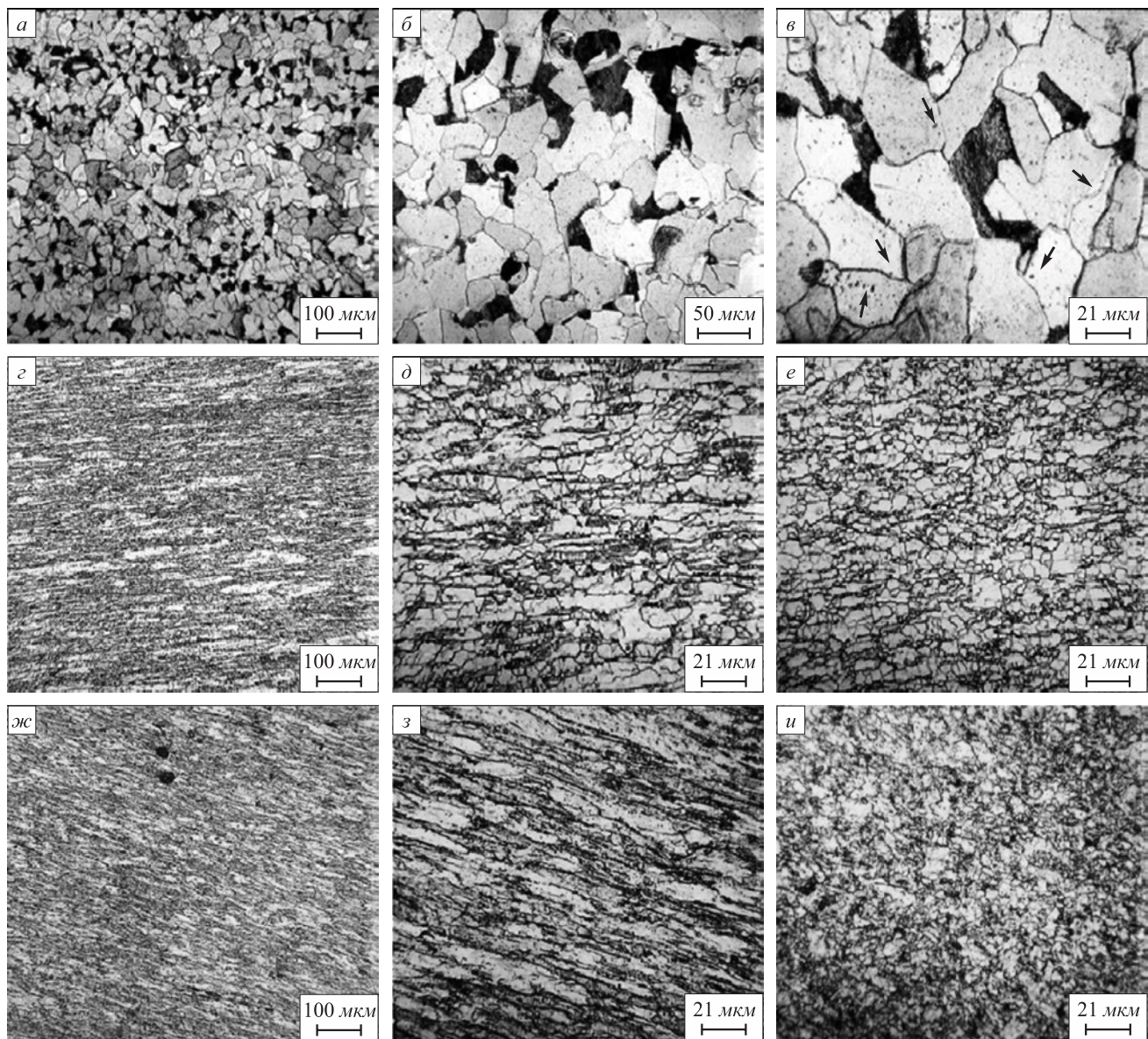


Рис. 1. Металлографическая картина зеренной структуры стали:

а, б, в – исходное состояние; *г, д, е* – после ПВП по режиму *I*; *ж, з, и* – после ПВП по режиму *III*; *г, д, ж, з* – центральная зона прутка; *е, и* – периферийная зона прутка; *в* – стрелками кезаны частицы карбидов на границах и в объеме зерен

Fig. 1. Metallographic pattern of steel grain structure:

а, б, в – initial state; *г, д, е* – cross-screw rolling (CSR) as per mode *I*; *ж, з, и* – after CSR as per mode *III*; *г, д, ж, з* – central zone of the bar; *е, и* – peripheral zone of the bar. In figure (*в*), arrows indicate carbide particles at the boundaries and in grain volume

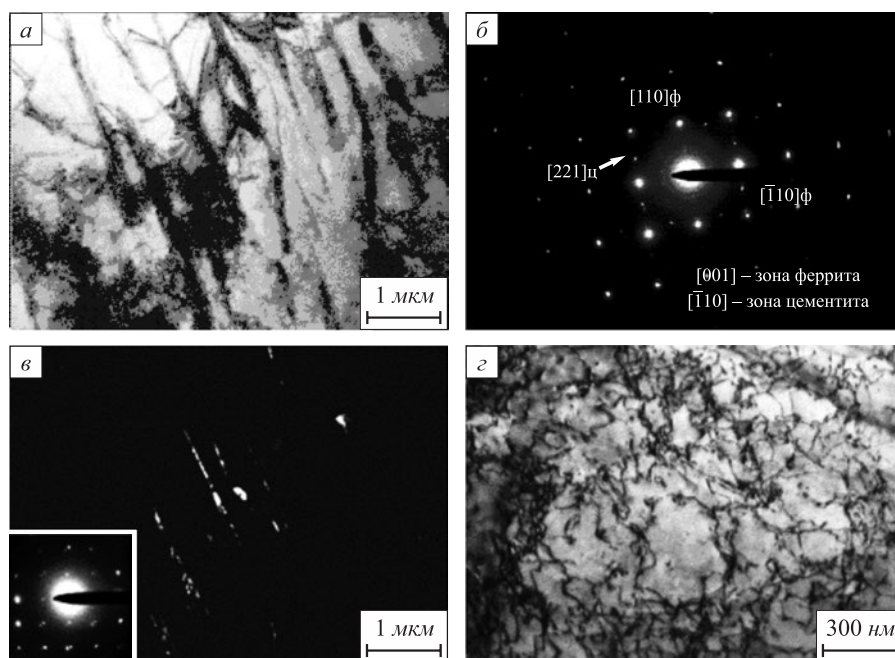


Рис. 2. Структура стали в исходном состоянии:

a – зерно перлита, светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина к (*a*), в отражающем положении находится [001] зона феррита и $[\bar{1}10]$ зона цементита; *в* – темнопольное изображение к (*a*) в рефлексе 221 цементита, на микродифракции – $[\bar{1}10]$ зона цементита; *г* – дислокационная структура в ферритных зернах

Fig. 2. Structure of steel in initial state:

a – perlite grain, the bright field TEM image; *б* – electron diffraction pattern to (*a*), [001]-zones of ferrite and $[\bar{1}10]$ -zone of cementite in the reflecting state; *в* – dark field TEM image in 221 reflex of cementite, on electron diffraction pattern – $[\bar{1}10]$ -zone of cementite; *г* – dislocation structure in ferrite grains

шение Багаряцкого: $\langle 110 \rangle_\alpha \parallel \langle 100 \rangle_\psi$. Оценка плотности дислокаций в отдельных объемах ферритных зерен по формуле $\rho \approx \frac{l}{l^2}$ (l – расстояние между дислокациями) при установленном экспериментально $l \approx 50$ нм дает значение $\rho \approx 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Внутри ферритных зерен и на границах наблюдаются частицы карбидной фазы с размерами 0,5 – 1,5 мкм (рис. 1, *в*, указаны стрелками). Среднее значение микротвердости стали в исходном состоянии составляет 1440 МПа.

На рис. 3, *a* представлена кривая 4 растяжения стали в состоянии поставки при комнатной температуре. Видно, что ее предел текучести равен $\sigma_{0,1} = 270$ МПа, предел прочности $\sigma_b = 480$ МПа, а пластичность до разрушения $\delta = 32$ %.

При исследовании прутков стали после различных режимов многопроходной ПВП обнаружено, что все они имеют слоистое строение (рис. 1, *г* – *и*) подобно пруткам, полученным при высокотемпературной и тепловой прокатке в других работах [5 – 8]. Это связано с неоднородностью распределения напряжений и деформаций между поверхностью и объемом заготовки в процессе прокатки. Каждый элемент на поверхности заготовки в местах контакта с вальками испытывает максимально высокие напряжения – напряжение сжатия вдоль радиуса заготовки и вдоль винтовой траектории ее движения и напряжение растяжения поперек

винтовой траектории. Деформация поверхностных объемов сопровождается генерацией моментных напряжений, градиентов скоростей деформации и направлений пластического течения. Все это приводит к тому, что верхние слои материала подвергаются более высокой пластической деформации и измельчаются значительно сильнее (рис. 1, *е*, *и*). Деформирующие напряжения в приосевой зоне заготовки ниже в ~1,5 раза, эта зона прорабатывается меньше и деформируется как при одноосной прокатке в калибрах, что приводит к вытягиванию структурных элементов (рис. 1, *г* – *з*). Из рис. 1, *г* – *и* видно, что после ПВП исчезает первоначальная «строчечность», происходит измельчение зерна и разрушение перлитных колоний. Частицы распределены более равномерно в объеме зерен и по границам, микроструктура становится более однородной. По металлографическим исследованиям средний размер глобулярных зерен в периферических зонах заготовки после ПВП составляет 1 – 4 мкм. Ширина и длина вытянутых зерен в центральной части прутка сильно варьируется. На рис. 3, *б* на примере режима III показано как изменяется твердость стали по Виккерсу по мере удаления от поверхности к центру заготовки. Видно, что на самой поверхности твердость равна 2,5 ГПа, что почти в два раза выше, чем у стали в исходном состоянии, при приближении к центру заготовки она снижается, но остается в ~1,2 раза выше исходной.

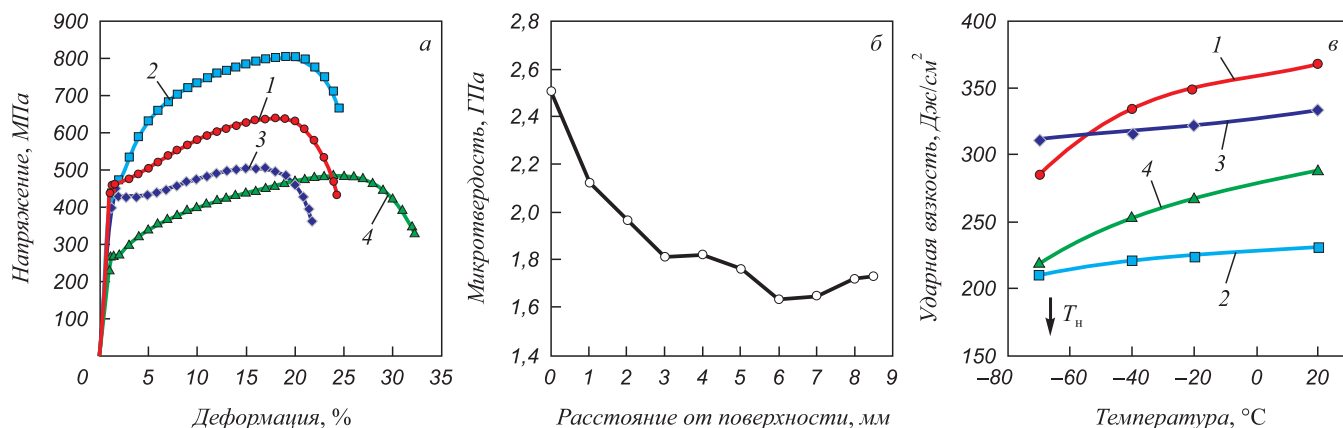


Рис. 3. Механические характеристики образцов стали 09Г2С в различных состояниях:

а – кривые деформации стали при комнатной температуре; *б* – изменение микротвердости стали в поперечном сечении от поверхности до центра прутка после ПВП по режиму III; *в* – кривые температурной зависимости ударной вязкости стали: 1 – после ПВП по режиму I, 2 – после ПВП по режиму II, 3 – после ПВП по режиму III, 4 – исходное состояние; T_n – температура изменения наклона кривых 1, 2, 4

Fig. 3. Mechanical characteristics of 09G2S steel in various states:

a – steel deformation curves at room temperature; *б* – change in steel microhardness in cross section from the surface to the bar center after CSR in mode III; *в* – curves of temperature dependence of steel impact strength: 1 – after CSR in mode I, 2 – after CSR in mode II, 3 – after CSR in mode III, 4 – initial state. T_n – temperature of change in inclination on curves 1, 2 and 4

Из общих наблюдений, полученных с помощью просвечивающей электронной микроскопии (рис. 4), следует, что дефектная структура после ПВП неоднородна, что характерно для глубокой пластической деформации и способа деформации. В тонких фольгах есть участки, где размер зерна феррита близок к $d = 1 - 3$ мкм, как на рис. 4, *а, б*, в других наблюдается субмикроструктурная структура (рис. 4, *в – е*) с размером $d \sim 0,6 - 0,8$ мкм. В ряде зерен присутствует хорошо развитая малоугловая субзеренная структура (рис. 4, *а*, центральное зерно). На рис. 4, *а, б, в, г, д* приведены примеры зеренной структуры стали, в которой зерна разделены большеугловыми границами. Измельчение зерна в процессе прокатки при высоких температурах обусловлено динамической рекристаллизацией [9], скорость которой снижается по мере понижения температуры. Прокатка при температурах 950, 900 и 850 °C сопровождается измельчением и растворением пластин и крупных частиц цементита [8].

Изменение механических свойств при растяжении стали после различных режимов ПВП можно проследить на рис. 3, *а* и в таблице. Видно, что все режимы ПВП приводят к упрочнению стали и примерно одинаковому (в 1,5 раза) повышению предела текучести $\sigma_{0,1}$ по сравнению с исходным состоянием и к снижению общей пластичности материала. Предел прочности σ_b увеличивается после ПВП по режимам I и II приблизительно в 1,3 и 1,6 раза соответственно, а после ПВП по режиму III – в ~1,05 раза.

Все указанные выше особенности связаны со структурными превращениями, происходящими в сталях при деформации и охлаждении [10 – 20]. Поперечно-винтовая прокатка по режимам I и II начиналась и заканчивалась в области ($\alpha + \gamma$). Затем образцы после ПВП

по режиму I охлаждали на воздухе до комнатной температуры. В результате медленного охлаждения ниже 727 °C зерна остаточного деформированного аустенита превращались в зерна перлита. На рис. 4, *в* представлена феррито-перлитная структура стали после режима I. Количество перлита в этом состоянии значительно меньше, чем в исходном, поскольку пересыщение матрицы углеродом ниже из-за его осаждения на дефектах деформации и границах зерен (объемная доля границ возрастает с уменьшением размера зерна). Образцы после ПВП по режиму II закалывали в холодной воде. За счет высокой скорости охлаждения отдельные зерна деформированного аустенита испытывали превращение в мартенсит или бейнит (рис. 4, *е*), которые имеют более высокие прочностные характеристики. Некоторая доля материала могла оставаться в аустенитном состоянии в виде «остаточного» аустенита. Все это, наряду с измельчением зерна, привело к значительному упрочнению стали и повышению ее предела прочности в 1,6 раза до 800 МПа (рис. 3, *а*).

Деформация в процессе ПВП по режиму III началась в двухфазной области диаграммы железо –

Механические свойства стали в различных состояниях

Mechanical properties of the steel in various states

Режим обработки	$\sigma_{0,1}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	KCV ^{+20 °C} , Дж/см ²	KCV ^{-70 °C} , Дж/см ²	T_n , °C
Исходное	270	480	32	290	220	-40
Режим I	445	645	24	365	285	-40
Режим II	450	800	24	230	210	-40
Режим III	440	503	22	330	312	< -70

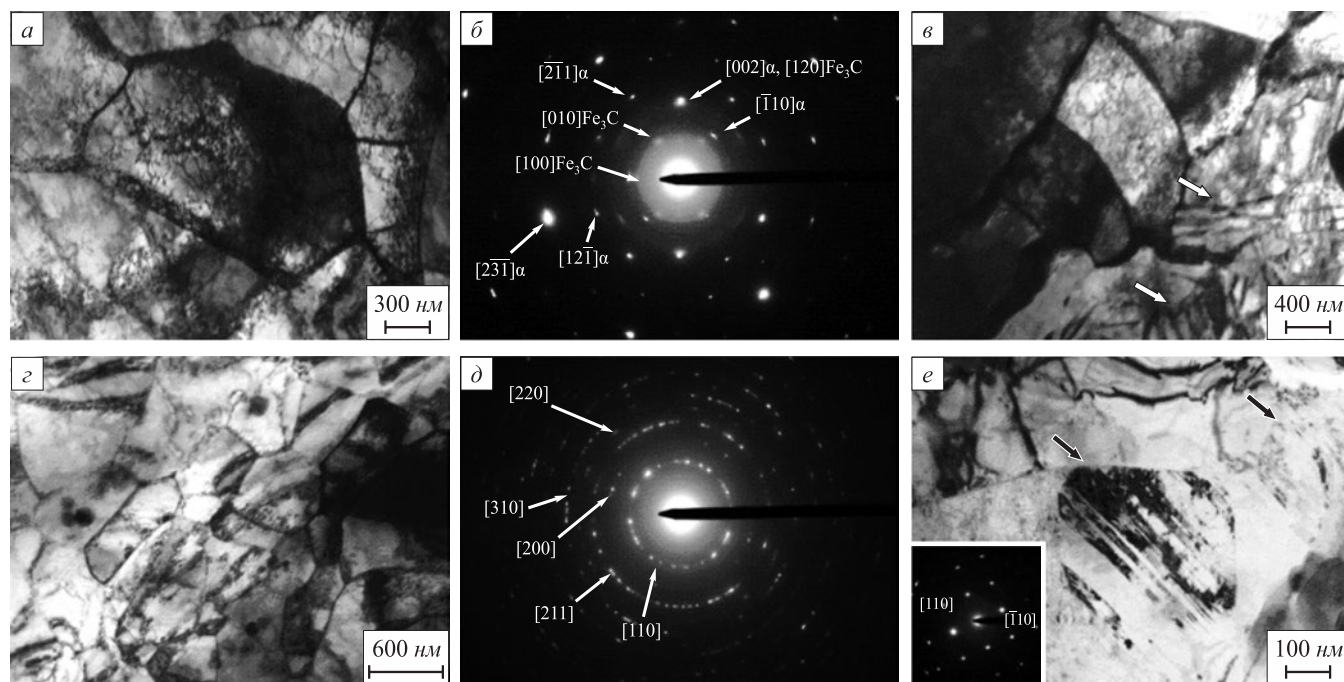


Рис. 4. Структура стали после различных режимов ПВП в поперечном сечении прутка:

a – светопольное изображение зеренной структуры стали после ПВП по режиму *II*; *б* – микродифракционная картина к (*a*) от нескольких зерен, присутствуют зоны феррита $[320]\alpha$, $[\bar{2}10]\alpha$, $[113]\alpha$ и рефлекссы цементита; *в* – области перлита (указаны белыми стрелками) в образце стали после ПВП по режиму *I*, светлое поле; *г* – зеренная структура стали после ПВП по режиму *III*, светлое поле; *д* – микродифракционная картина к (*г*), присутствуют только отражения α -фазы; *е* – область бейнита/мартенсита (указана черной стрелкой) в образце после ПВП по режиму *II*, на микродифракции зона $[001]\alpha$

Fig. 4. Steel structure after different CSR modes:

a – the bright field TEM image of grain structure of steel after CSR in mode *II*; *б* – the electron diffraction pattern to (*a*) from several grains: ferrite zones – $[320]\alpha$, $[\bar{2}10]\alpha$, $[113]\alpha$ and reflexes of cementite; *в* – perlite areas (indicated by white arrows) in the steel sample after CSR in mode *I*, the bright field TEM image; *г* – grain structure of steel after CSR in mode *III*, the bright field TEM image; *д* – electron diffraction pattern to (*г*), only reflections of α -phase; *е* – bainite/martensite area (indicated by black arrow) in the sample after CSR in mode *II*, on the electron diffraction pattern – zone $[001]\alpha$

углерод ($\alpha + \gamma$), а закончилась ниже температуры A_{r1} . Перед началом последнего этапа прокатки после выдержки при $T = 500^\circ\text{C}$ в течение 30 мин сталь находилась в феррито-перлитном состоянии, подобном состоянию после режима *I*. Нагрев и прокатка при указанной температуре привели к уменьшению перлитной составляющей, дроблению и разрушению цементитных пластин в зонах перлита, увеличению плотности дефектов и уменьшению содержания углерода в матрице по сравнению с режимом *I*. Это сформировало более однородную феррито-цементитную структуру с более низкими прочностными свойствами (рис. 3, *a*, кривая 3) по сравнению с исходной структурой и структурой после ПВП по режимам *I* и *II* (рис. 3, *a*, кривые 1, 2, 4).

На рис. 3, *в* представлены температурные зависимости показателя ударной вязкости KCV стали в различных состояниях, а в таблице – его значения при температурах 20 и -70°C . Самым эффективным в плане повышения ударной вязкости при низких температурах оказался режим *III*. В образцах стали после ПВП по режиму *III* значение $KCV_{-70^\circ\text{C}}$ выше, чем в других образцах, а критическая температура T_n , соответствующая

изменению наклона на кривых $KCV(T)$, находится ниже -70°C .

Для анализа и сравнения характера разрушения при ударном изгибе исходных образцов стали и после ПВП по режиму *III* на рис. 5 приведены кривые ударного нагружения в координатах «нагрузка (F) – прогиб (S)» с обозначенными на них показателями нагрузки, которые традиционно используются при описании процессов разрушения [21 – 23].

Более качественному рассмотрению процессов разрушения и их зависимости от температуры или деформационной обработки способствует совместный анализ диаграмм разрушения и фрактур в образцах Шарпи. В связи с этим, на рис. 6 приведены изображения структуры в зонах долома, выявленных на поверхностях разрушения образцов стали в исходном состоянии и после ПВП по режиму *III* с помощью растровой сканирующей микроскопии. В работе [23] показано, что зона долома наиболее информативна при анализе вязкости разрушения материалов, так как она является последней зоной, через которую проходит магистральная трещина. В ней наблюдаются самые высокие значения коэффициента интенсивности

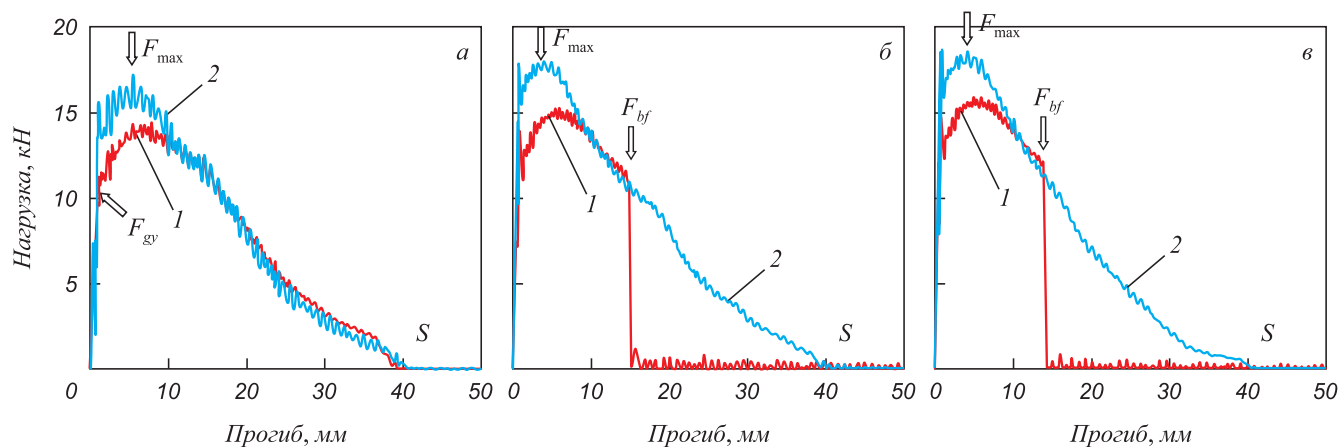


Рис. 5. Диаграммы ударного нагружения образцов стали при различных температурах, °C:
а – 20, б – –40, в – –70; 1 – исходное состояние, 2 – после ПВП по режиму III; F_{gv} – нагрузка, соответствующая началу общей текучести; F_{max} – максимальная нагрузка; F_{bf} – нагрузка начала нестабильного хрупкого разрушения

Fig. 5. Impact loading diagrams of steel samples at different temperatures:

а – 20 °C, б – –40 °C, в – –70 °C; curve 1 – initial state, curve 2 – after CSR in mode III; F_{gv} – load corresponding to the total yield beginning; F_{max} – maximum load; F_{bf} – load of the beginning of unstable brittle fracture

напряжений K_1 и наибольшие пластические деформации. Кривые разрушения 1 и 2 на первой стадии до точки F_{gv} (рис. 5, а – в) описывают упругопластический изгиб образца без формирования магистральной трещины. Тангенс угла наклона α кривых на этой стадии не зависит от температуры и деформационной обработки ПВП и равен тангенсу угла наклона на кривых разрушения других сталей с феррито-бейнитной структурой 05Г2СФ и 32Г2Р, $\tan \alpha \approx 10$ кН/мм [22]. Считается [21, 22], что на участке диаграммы $F_{gv} - F_{max}$ происходит зарождение магистральной трещины, площадь под восходящей кривой ударного нагружения равна работе зарождения трещины A_3 . Из рис. 5, а – в наглядно видно, что работа зарождения трещины в стали в исходном состоянии (кривые 1) и после ПВП практически не зависит от температуры испытания. Величина A_3 в исходном образце примерно в 1,16 раза ниже, чем в стали после ПВП по режиму III (кривые 2).

Участки диаграмм $F_{max} - S$ на рис. 5, а – в описывают распространение магистральной трещины, которое сопровождается макропластической деформацией, изгибом и разрушением образца. Площадь под ниспадающей частью кривой нагружения равна работе распространения трещины A_p , а полная работа разрушения образца $A = A_3 + A_p$. На кривых 1, полученных при ударном изгибе исходных образцов стали при температурах –40 и –70 °C, имеются особенности. Осциллирующее поведение кривых при достижении нагрузки F_{bf} заканчивается срывом или релаксацией нагрузки за счет хрупкого разрушения объемов материала, причем это происходит при примерно одинаковой величине прогиба S . Таким образом, анализ кривых ударного изгиба также свидетельствует о повышении вязкости разрушения образцов стали после ПВП по режиму III.

Это следует так же из сравнения структуры в зонах долома (рис. 6), рассмотренных выше образцов Шарпи. На рис. 6, а – в представлены поверхности разрушения образцов стали в исходном состоянии при понижении температуры. Видно, что вязко-хрупкий характер разрушения образцов при комнатной температуре изменяется на хрупкий при температурах –40 и –70 °C, появляются фасетки транскристаллитного скола и квазихрупкие трещины (рис. 6, б, в). В образцах стали после ПВП по режиму III фасетки хрупкого скола отсутствуют, на изломах при всех температурах присутствуют ямки и широко раскрытые трещины, что указывает на вязкий характер их раскрытия.

Выводы

Показано, что все режимы ПВП, изученные в работе, приводят к повышению предела текучести стали при незначительном снижении общей пластичности материала. В образцах стали после ПВП по режимам I и II наблюдается повышение предела прочности в 1,3 и 1,6 раза соответственно по сравнению с исходным состоянием. Основными факторами упрочнения являются измельчение зерна и наличие перлитной и бейнитной составляющих в структуре прокатанных материалов.

Образцы стали после ПВП по режиму III показывают более высокую сопротивляемость хрупкому разрушению в температурном интервале 20 ÷ –70 °C, чем исходные образцы. Повышение ударной вязкости очевидно связано с более однородной структурой проката, не содержащей (или содержащей в малых количествах) концентраторов напряжений, таких как крупные пластины цементита или бейнита (мартенсита), которые являются источниками хрупких трещин при высокоскоростном ударном изгибе.

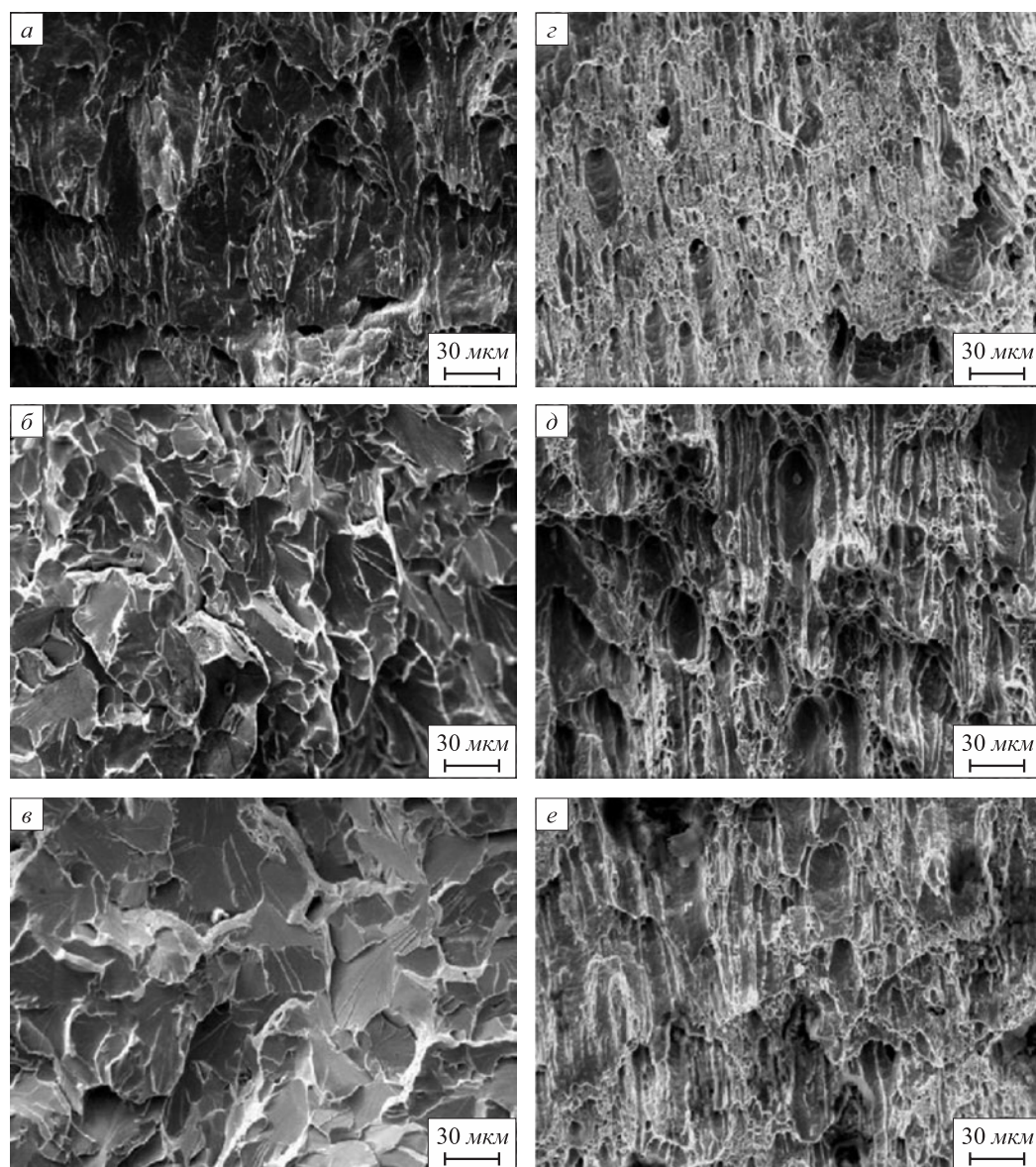


Рис. 6. Области долома на фрактурах образцов Шарпи:
 а – в – сталь в исходном состоянии, температуры 20, –40, –70 °С соответственно;
 г – е – после ПВП по режиму III, температуры 20, –40, –70 °С соответственно

Fig. 6. Breakage regions on fractures of the Charpy specimens:
 а – в – steel in initial state, temperature 20, –40 and –70 °C; г – е – after CSR in mode III, temperature 20, –40 and –70 °C

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 24–44.
2. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Хладостойкие стали для технических средств освоения арктического шельфа // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 108–126.
3. Чжао Ф., Чжао Л. Бейнитные стали с ультранизким содержанием углерода и перспективы их применения // Вопросы материаловедения. 2008. № 1 (53). С. 52–61.
4. Tian Y., Wang H.T., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Microstructural evolution and the precipitation behavior in X90 linepipe steel during isothermal processing // Journal of Materials Engineering and Performance. 2018. Vol. 27. No. 4. P. 1494–1504. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3197-x>
1. Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Structure and properties of cold resistant steels for northern operating. *Voprosy materialovedeniya*. 2006, no. 1 (45), pp. 24–44. (In Russ.).
2. Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Cold-resistant steels for Arctic shelf development equipment. *Voprosy materialovedeniya*. 2009, no. 3 (59), pp. 108–126. (In Russ.).
3. Chzhao F., Chzhao L. Bainitic steels with ultra-low carbon content and prospects for their application. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 1 (53), pp. 52–61. (In Russ.).
4. Tian Y., Wang H.T., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Microstructural evolution and the precipitation behavior in X90 linepipe steel during isothermal processing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018, vol. 27, no. 4, pp. 1494–1504. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3197-x>

5. Mishin I.P., Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Study of the effect of combined rolling with subsequent aging on structure and mechanical properties of near β titanium alloy // AIP Conference Proceedings. 2019. Vol. 2167. Article 020230. <https://doi.org/10.1063/1.5132097>
6. Naizabekov A.B., Leznev S.N., Arbuz A.S. The effect of radial-shear rolling on the microstructure and mechanical properties of technical titanium // Solid State Phenomena. 2020. Vol. 299. P. 565–570. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.299.565>
7. Иванов К.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Раточка И.В., Мишин И.П., Винокуров В.А. Эволюция структуры и механических свойств сплава ВТ6 при поперечно-винтовой прокатке и последующих деформационных и термических обработках // Известия вузов. Физика. 2017. Т. 60. № 7. С. 126–132. <https://doi.org/10.1007/s11182-017-1199-z>
8. Surikova N.S., Panin V.E., Narkevich N.A., Mishin I.P., Gordienko A.I. Formation of a multilevel hierarchical mesosubstructure by cross rolling and its influence on the mechanical behavior of austenitic steel // Physical Mesomechanics. 2018. Vol. 21. No. 5. P. 430–440. <https://doi.org/10.1134/S1029959918050077>
9. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
10. Счастливцев В.М., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 26–38.
11. Jun Hu, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Peng Yu, Misra R.D.K. A nano-grained/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm rolling // Materials Science and Engineering: A. 2014. Vol. 605. P. 186–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.064>
12. Hohenwarter A., Kapp M.W., Volker B., Renk O., Pippan R. Strength and ductility of heavily deformed pearlitic microstructures // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017. Vol. 219. Article 012003. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/219/1/012003>
13. Li Y.J., Kang J., Zhang W.N., Liu D., Wang X.H., Yuan G., Misra R.D.K., Wang G.D. A novel phase transition behavior during dynamic partitioning and analysis of retained austenite in quenched and partitioned steels // Materials Science & Engineering: A. 2018. Vol. 710. P. 181–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.104>
14. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Курбан В.В., Корнилов В.Л., Салганик В.М., Песин А.М. Особенности химического состава и структура низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 5(635). С. 3–8.
15. Ghosh S., Mula S. Thermomechanical processing of low carbon Nb-Ti stabilized microalloyed steel: Microstructure and mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 646. P. 218–233. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.072>
16. Tian J., Xu G., Liang W., Yuan Q. Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of low-carbon steel with ultrafine grains // Metallography, Microstructure and Analysis. 2017. Vol. 6. No. 3. P. 233–239. <https://doi.org/10.1007/s13632-017-0350-0>
17. Ravi A.M., Kumar A., Herbi M., Sietsma J., Santofimia M. J. Impact of austenite grain boundaries and ferrite nucleation on bainite formation in steels // Acta Materialia. 2020. Vol. 188. P. 424–434. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.01.065>
18. Shamsujjoha M. Evolution of microstructures, dislocation density and arrangement during deformation of low carbon lath martensitic steels // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 776. Article 139039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139039>
19. Eres-Castellanos A., Caballero F.G., Garcia-Mateo C. Stress or strain induced martensitic and bainitic transformations during ausforming processes // Acta Materialia. 2020. Vol. 189. P. 60–72. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.002>
5. Mishin I.P., Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Study of the effect of combined rolling with subsequent aging on structure and mechanical properties of near β titanium alloy. AIP Conference Proceedings. 2019, vol. 2167, article 020230. <https://doi.org/10.1063/1.5132097>
6. Naizabekov A.B., Leznev S.N., Arbuz A.S. The effect of radial-shear rolling on the microstructure and mechanical properties of technical titanium. Solid State Phenomena. 2020, vol. 299, pp. 565–570. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.299.565>
7. Ivanov K.V., Naidenkin E.V., Lykova O.N., Ratochka I.V., Mishin I.P., Vinokurov V.A. Structure evolution and mechanical properties of a Ti-6Al-4V alloy during helical rolling and subsequent deformation and heat treatments. Russian Physics Journal. 2017, vol. 60, no. 7, pp. 1226–1232. <https://doi.org/10.1007/s11182-017-1199-z>
8. Surikova N.S., Panin V.E., Narkevich N.A., Mishin I.P., Gordienko A.I. Formation of a multilevel hierarchical mesosubstructure by cross rolling and its influence on the mechanical behavior of austenitic steel. Physical Mesomechanics. 2018, vol. 21, no. 5, pp. 430–440. <https://doi.org/10.1134/S1029959918050077>
9. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Recrystallization of Metals and Alloys. Moscow: NUST “MISIS”, 2005, 432 p. (In Russ.).
10. Schastlivtsev V.M., Tabachnikova T.I., Yakovleva I.L., Kруглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Features of bainite structure in low-carbon welded steels after thermomechanical treatment. Voprosy materialovedeniya. 2009, no. 3 (59), pp. 26–38. (In Russ.).
11. Jun Hu, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Peng Yu, Misra R.D.K. A nano-grained/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm rolling. Materials Science and Engineering: A. 2014, vol. 605, pp. 186–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.064>
12. Hohenwarter A., Kapp M.W., Volker B., Renk O., Pippan R. Strength and ductility of heavily deformed pearlitic microstructures. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017, vol. 219, article 012003. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/219/1/012003>
13. Li Y.J., Kang J., Zhang W.N., Liu D., Wang X.H., Yuan G., Misra R.D.K., Wang G.D. A novel phase transition behavior during dynamic partitioning and analysis of retained austenite in quenched and partitioned steels. Materials Science & Engineering: A. 2018, vol. 710, pp. 181–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.104>
14. Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Kurban V.V., Kornilov V.L., Salganik V.M., Pesin A.M. Main structural factors of strengthening of low-carbon low-alloy pipe steels after controlled rolling. Metal Science and Heat Treatment. 2009, vol. 51, no. 1-2, pp. 40–44.
15. Ghosh S., Mula S. Thermomechanical processing of low carbon Nb-Ti stabilized microalloyed steel: Microstructure and mechanical properties. Materials Science and Engineering: A. 2015, vol. 646, pp. 218–233. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.072>
16. Tian J., Xu G., Liang W., Yuan Q. Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of low-carbon steel with ultrafine grains. Metallography, Microstructure and Analysis. 2017, vol. 6, no. 3, pp. 233–239. <https://doi.org/10.1007/s13632-017-0350-0>
17. Ravi A.M., Kumar A., Herbi M., Sietsma J., Santofimia M.J. Impact of austenite grain boundaries and ferrite nucleation on bainite formation in steels. Acta Materialia. 2020, vol. 188, pp. 424–434. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.01.065>
18. Shamsujjoha M. Evolution of microstructures, dislocation density and arrangement during deformation of low carbon lath martensitic steels. Materials Science and Engineering: A. 2020, vol. 776, article 139039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139039>
19. Eres-Castellanos A., Caballero F.G., Garcia-Mateo C. Stress or strain induced martensitic and bainitic transformations during ausforming processes. Acta Materialia. 2020, vol. 189, pp. 60–72. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.002>

20. Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. Структура, свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии // *Металлы*. 2006. № 4. С. 71–78.
21. Фарбер В.М., Хотинов В.А., Морозова А.Н., Лежнин Н.В., Мартин Т. Диагностика изломов и энергоемкости вязкого разрушения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 6. С. 22–25.
22. Хотинов В.А., Фабер В.М., Морозова А.Н. Оценка уровня вязкости трубных сталей с помощью диаграмм ударного разрушения // *Диагностика, ресурс и механика материалов и конструкций*. 2015. № 2. С. 57–66.
23. Фабер В.М., Хотинов В.А., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Полухина О.Н., Карабаналов М.С. Исследование области долома в образцах Шарпи высокоуглеродистой стали 08Г2Б // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 6 (756). С. 11–15. <https://doi.org/10.1007/s11041-018-0282-6>
20. Yakovleva S.P., Makharova S.N., Borisova M.Z. Structure, properties and fracture features of low alloy steel in submicrocrystalline state. *Metally*. 2006, no. 4, pp. 71–78. (In Russ.).
21. Farber V.M., Khotinov V.A., Morozova A.N., Lezhnin N.V., Martin T. Diagnosis of fractures and energy intensity of viscous fracture during instrumental tests for impact bending. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015, vol. 57, no. 5-6, pp. 329–333.
22. Khotinov V.A., Faber V.M., Morozova A.N. Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015, no. 2, pp. 57–66. (In Russ.).
23. Faber V.M., Khotinov V.A., Morozova A.N., Selivanova O.V., Polukhina O.N., Karabanalov M.S. Study of the breakage region of high ductility steel 08G2B Charpy specimen fracture. *Metal Science and Heat Treatment*. 2018, vol. 60, no. 5-6, pp. 348–353. <https://doi.org/10.1007/s11041-018-0282-6>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Наталья Сергеевна Сурикова, д.ф.-м.н., доцент, старший научный сотрудник

Илья Викторович Власов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: good0@yandex.ru

Людмила Сергеевна Деревягина, д. ф.-м. н., ведущий научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: lsd@ispms.tsc.ru

Антонина Ильдаровна Гордиенко, к.т.н., научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: mirantil@sibmail.com
ORCID: 0000-0002-4361-8906

Наталья Аркадьевна Наркевич, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: natnark@list.ru

Natal'ya S. Surikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Senior Researcher

Ilya V. Vlasov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
E-mail: good0@yandex.ru

Lyudmila S. Derevyagina, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
E-mail: lsd@ispms.tsc.ru

Antonina I. Gordienko, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
E-mail: mirantil@sibmail.com
ORCID: 0000-0002-4361-8906

Natal'ya A. Narkevich, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
E-mail: natnark@list.ru

Поступила в редакцию 10.03.2020
После доработки 27.03.2020
Принята к публикации 25.12.2020

Received 10.03.2020
Revised 27.03.2020
Accepted 25.12.2020