



УДК 620.186:620.178.74:539.42

DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-311-319

Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

А. И. Гордиенко[✉], И. В. Власов, Ю. И. Почивалов

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

✉ mirantil@ispms.ru

Аннотация. Исследуется влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки низкоуглеродистой стали класса прочности К60 на формирование структуры и механические свойства при статическом растяжении и ударном изгибе. Показано, что использование прерванного ускоренного охлаждения стали после прокатки с выдержкой при 530 °С (режим I) и непрерывного ускоренного охлаждения (режим II) приводит к формированию разного типа и соотношения количества структур в стали. После прокатки по режиму I структура характеризуется присутствием феррита, троостита, гранулярного бейнита и мелкодисперсных карбидов Fe₃C. После прокатки по режиму II структура отличается наличием реечного бейнита и крупных участков мартенситно-аустенитной (МА) составляющей размерами до 1–2 мкм. Уменьшение дисперсности ферритных зерен в стали после прокатки по режимам I и II с 12 до 4,6–4,3 мкм, формирование бейнитной фазы и упрочнение матрицы карбидами приводит к повышению пределов текучести стали до 440 и 490 МПа и пределов прочности до 760 и 880 МПа. Проведение поперечно-винтовой прокатки по режиму I позволяет существенно увеличить низкотемпературную вязкость разрушения стали (160 Дж/см²) по сравнению с горячекатаным состоянием (11 Дж/см²) и снизить хладноломкость стали в область температур ниже –50 °С. Применение непрерывного ускоренного охлаждения (режим II) не позволяет повысить хладостойкость стали вследствие формирования структуры реечного бейнита и крупных областей МА составляющей.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, поперечно-винтовая прокатка, ускоренное охлаждение, микроструктура, прочность, вязкость разрушения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, проект FWRW- 2021-0009.

Авторы благодарят И.П. Мишина и Е.Е. Найденкина за содействие в проведении поперечно-винтовой прокатки стали.

Микроструктурные исследования проведены с помощью оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS).

Для цитирования: Гордиенко А.И., Власов И.В., Почивалов Ю.И. Влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и низкотемпературную вязкость разрушения низкоуглеродистой стали. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(3):311–319. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-311-319>

EFFECT OF ACCELERATED COOLING AFTER CROSS-HELICAL ROLLING ON FORMATION OF STRUCTURE AND LOW-TEMPERATURE FRACTURE TOUGHNESS OF LOW-CARBON STEEL

A. I. Gordienko[✉], I. V. Vlasov, Yu. I. Pochivalov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ mirantil@ispms.ru

Abstract. The effect of accelerated cooling after cross-helical rolling of X70 low-carbon steel on the formation of structures and mechanical properties under static tension and impact bending was investigated. The use of interrupted accelerated cooling of steel after cross-helical rolling with exposure at 530 °C (mode I) and continuous accelerated cooling (mode II) leads to the formation of different types and ratios of structures in steel. After

rolling according to mode *I*, the structure is characterized by the presence of ferrite, troostite, granular bainite, and fine Fe_3C carbides. After rolling according to mode *II*, the structure is characterized by the formation of lath bainite and large sections of the martensitic-austenitic (MA) component up to 1–2 μm in size. It is shown that a decrease in the fineness of ferrite grains in steel after cross-helical rolling in modes *I* and *II* from 12 to 4.6–4.3 μm , the formation of a bainitic phase, and hardening of the matrix with carbides led to an increase in the yield strength of steel up to 440 and 490 MPa and tensile strength up to 760 and 880 MPa. Carrying out helical rolling according to mode *I* makes it possible to significantly increase the low-temperature fracture toughness of steel ($\text{KCV}^{-70^\circ\text{C}} = 160 \text{ J/cm}^2$) compared to the hot-rolled state ($\text{KCV}^{-70^\circ\text{C}} = 11 \text{ J/cm}^2$) and reduce the cold brittleness of steel to the temperatures below -50°C . The use of continuous accelerated cooling (mode *II*) does not allow increasing the cold resistance of steel due to the formation of the lath bainite structure and large areas of the MA component.

Keywords: low-carbon steel, cross-helical rolling, accelerated cooling, microstructure, strength, fracture toughness

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW- 2021-0009.

The authors express their gratitude to Mishin I.P. and Naydenkin E.E. for their assistance in carrying out steel cross-helical rolling.

Microstructural studies were carried out using the equipment of the Centre “Nanotech” of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences.

For citation: Gordienko A.I., Vlasov I.V., Pochivalov Yu.I. Effect of accelerated cooling after cross-helical rolling on formation of structure and low-temperature fracture toughness of low-carbon steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):311–319.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-311-319>

ВВЕДЕНИЕ

Низкоуглеродистые малолегированные стали широко используются во многих отраслях промышленности. Повышение механических характеристик таких сталей достигается путем комплексного микролегирования и применения различных режимов термомеханических обработок [1–11]. Однако увеличение прочностных характеристик сопровождается снижением пластических свойств и ударной вязкости разрушения, особенно в условиях отрицательных температур [1; 2], поэтому основная задача заключается в повышении низкотемпературной вязкости разрушения таких сталей. К факторам, способствующим повышению ударной вязкости разрушения, относят измельчение зерна [3–6], уменьшение доли и размеров зерен перлита [5; 6] и мартенситно-аустенитной (МА) составляющей [7], более однородное чередование феррита и перлита [5; 8; 9], отсутствие преимущественной ориентировки плоскостей $\{001\}$ [3]. Использование ускоренного охлаждения (в интервале скоростей охлаждения $V_{\text{охл}}$ от 5 до 30 $^\circ\text{C}/\text{с}$) после прокатки и переход к феррито-бейнитным структурам является еще одним фактором повышения хладостойкости стали. В зависимости от температурного интервала прокатки, температур начала и конца ускоренного охлаждения, скорости охлаждения и времени выдержки формируется разный тип бейнитных структур и достигаются разные уровни прочности и вязкости разрушения [8–10]. В большинстве выполненных работ [2–4; 7–10] проведены исследования структуры и механических свойств сталей после традиционной продольной прокатки. В отличие от продольной, при поперечно-винтовой прокатке за счет вращательно-поступательного движения заготовки реализуется большая доля сдвиговой компоненты деформации. Это обеспечивает более эффективное измельчение зеренной структуры за меньшее количество проходов и способствует формированию равномерной структуры и одновременному

повышению прочности и низкотемпературной вязкости разрушения [5; 6; 11].

Целью настоящей работы являются изучение влияния ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки низкоуглеродистой стали К60 на формирование структуры, изучение механических свойств и микромеханизмов разрушения стали в условиях статического растяжения и ударного изгиба.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе исследована низкоуглеродистая малолегированная сталь класса прочности К60 в состоянии после горячей прокатки (химический состав, % (по массе): С 0,13; Мн 1,6; V 0,05; Nb 0,04; Si 0,4; Ti 0,05; Cu 0,3; Al 0,03; P 0,013; S 0,01). Заготовки для поперечно-винтовой прокатки вырезали из горячекатаного листа стали толщиной 56 мм. Исходный диаметр заготовок перед прокаткой 40 мм. Поперечно-винтовую прокатку проводили на трехвалковом министане РСП 14-40 за шесть проходов через ряд калибров уменьшающегося диаметра. В работе [11] было показано, что прокатка этой стали при 850°C в области существования $(\gamma + \alpha)$ -фаз на диаграмме состояния и последующее охлаждение на воздухе позволяют получить высокую ударную вязкость разрушения по сравнению с прокаткой при 1000, 920 и 810°C . В настоящей работе прокатку проводили от температуры 850°C . После прокатки осуществляли ускоренное охлаждение с помощью водяного спреера со скоростью $6^\circ\text{C}/\text{с}$ до 530°C , выдерживали три минуты и охлаждали со скоростью $6^\circ\text{C}/\text{с}$ до 200°C (режим *I*). Во втором случае заготовку охлаждали со скоростью $6^\circ\text{C}/\text{с}$ до 200°C (режим *II*). Суммарная степень деформации $\varepsilon = \ln\left(\frac{S_0}{S_k}\right)$ (где S_0 и S_k – начальная и конечная площади поперечных сечений прутков) после шести проходов прокатки в обоих случаях составляла примерно 1,6. Конечный диаметр прутков после прокатки составлял 17 мм.

Микроструктурные исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). Поверхности образцов для структурных исследований шлифовали на абразивной бумаге с постепенным уменьшением зернистости абразива, а далее полировали на сукне с применением алмазной пасты. Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3 %-ном спиртовом растворе HNO_3 . Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н. Механические испытания на статическое растяжение образцов с размерами рабочей части $15 \times 3 \times 1$ мм проводили на установке Поляни со скоростью примерно 0,002 мм/с. Образцы для испытаний на статическое растяжение вырезали из центральных сечений прокатанных прутков. Ударные испытания образцов размерами $10 \times 10 \times 55$ мм и *V*-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания T_{test} от +20 до -70 °С с записью кривых нагружения в координатах нагрузка – прогиб. При помощи измерения площадей под кривыми нагружения нагрузка – прогиб были рассчитаны работы зарождения (площадь под кривой нагружения до достижения максимальной нагрузки F_{max}) и распространения (площадь под кривой нагружения после достижения F_{max}) трещины. Стадийность продвижения трещины и микромеханизмы разрушения на каждой стадии исследовали по поверхностям разрушенных образцов с применением растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). На изломах выявляли наличие областей с хрупким разрушением и губ среза (губы среза – это участки вязкого излома, прилегающие к боковым сторонам образца и расположенные под углом приблизительно 45° к ним). Доли этих зон рассчитывали как отношение площадей каждой зоны к площади поперечного сечения образца под надрезом после разрушения. Температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} (или FATT_{50} [12]) определяли по доле хрупкой зоны в изломе. Значение T_{50} соответствовало появлению 50 % хрупкого разрушения на поверхности излома.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В горячекатаном состоянии сталь класса прочности К60 представлена феррито-сорбитной структурой (рис. 1, *a*). Средний размер (d_F) ферритных зерен 12 мкм. Объемная доля сорбита (дисперсного перлита) составляет 20 %, межпластинчатое расстояние в сорбите 0,25 мкм. Микротвердость ферритных областей 165 HV_{50} .

После поперечно-винтовой прокатки стали структура измельчается и характеризуется более однородным распределением структурных составляющих (рис. 1, *b*, *c*). При обработке по режиму *I* скорость охлаждения не достаточно высокая, чтобы подавить диффузионный распад аустенита, а дополнительная выдержка создает условия для диффузии углерода.

В структуре стали после обработки по режиму *I* помимо феррита присутствуют области бейнита гранулярной морфологии (рис. 1, *b*), троостита (рис. 1, *e*) и дисперсные частицы карбида Fe_3C ($d_{\text{Fe}_3\text{C}} = 50 \div 250$ нм), расположенные внутри и на границах ферритных и бейнитных зерен (рис. 1, *e*). Встречаются и более крупные частицы карбидов размером до 1 мкм. Величина среднего размера зерна d_F уменьшилась до 4,6 мкм, а величина среднего размера бейнитных зерен (d_B) составляет 2,5 мкм. Доля участков троостита снизилась до 10,5 %. Межпластинчатое расстояние в троостите 0,17 мкм (рис. 1, *e*). Высокая дисперсность троостита обусловлена ускоренным охлаждением.

В структуре образцов стали после обработки по режиму *II* выявлены области феррита, троостита, гранулярного и реечного бейнита, участки МА составляющей и частицы карбида Fe_3C (рис. 1, *c* – *e*). Средний размер ферритных зерен уменьшился до 4,3 мкм, размеры МА составляющей достигают 1 – 2 мкм. В структуре присутствуют крупные частицы карбида Fe_3C (размером до 1 мкм), при этом доля мелкодисперсных карбидов ниже по сравнению с обработкой по режиму *I*. Доля трооститных зерен уменьшилась до 7,5 %. Доля бейнитной фазы в случае обработки по режиму *II* выше.

Микротвердость ферритной матрицы после охлаждения стали по режимам *I* и *II* увеличилась до 205 и 225 HV_{50} , а бейнитных областей до 320 и 335 HV_{50} (см. таблицу, где HV_F – микротвердость феррита; HV_B – микротвердость бейнита; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; σ_B – предел прочности при растяжении; ϵ – пластичность; KCV – ударная вязкость при различных температурах испытания).

После поперечно-винтовой прокатки стали по режимам *I* и *II* за счет измельчения структуры, формирования бейнитной фазы и упрочнения матрицы карбидами пределы текучести стали повысились на 20 и 35 %, а пределы прочности на 20 и 75 % соответственно (см. таблицу). При этом пластичность стали снизилась незначительно. Более высокий уровень прочностных характеристик стали после охлаждения по режиму *II* связан с формированием большей доли бейнитной фазы, формированием реечного бейнита и участков МА фазы.

В ходе испытаний на ударный изгиб было показано, что при комнатной температуре испытаний образцы стали в горячекатаном состоянии разрушаются с большой величиной энергоемкости разрушения (см. таблицу; рис. 2, *a*). Однако при снижении температуры испытаний до -40 и -70 °С ударная вязкость разрушения резко уменьшается. На всех диаграммах ударного нагружения стали присутствуют участки резкого снижения нагрузки (рис. 2, *a*, показано стрелкой). При отрицательных температурах испытаний резкое снижение на кривых наблюдается сразу при достижении максимальной нагрузки. Такой вид зависимостей

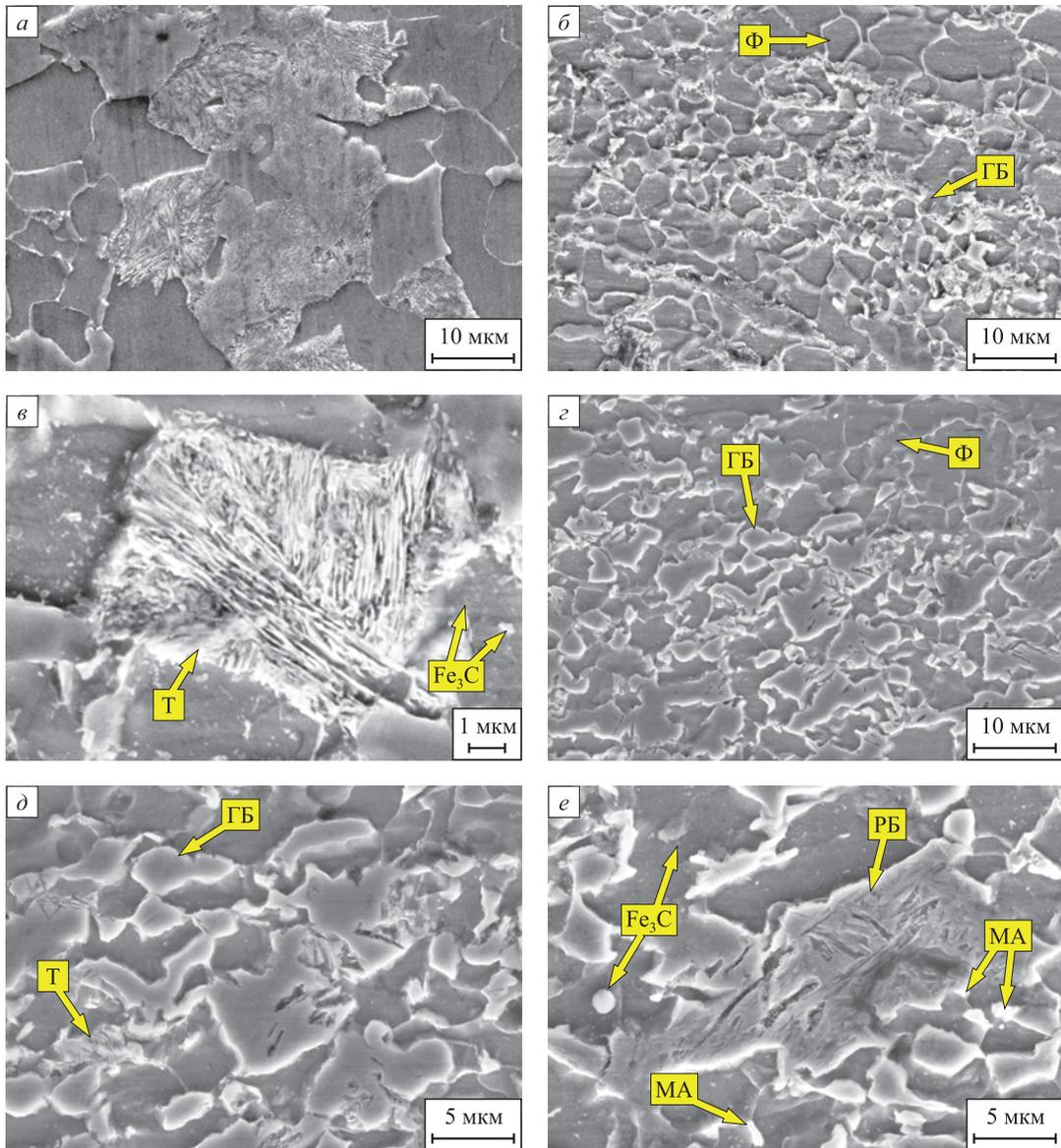


Рис. 1. РЭМ-изображения структур стали в горячекатаном состоянии (а), после поперечно-винтовой прокатки по режимам I (б, в) и II (г – е) (Ф – феррит; ГБ – гранулярный бейнит; РБ – реечный бейнит; Т – троостит; МА – МА составляющая)

Fig. 1. SEM images of steel structures in hot-rolled state (a), after cross-helical rolling using mode I (б, в) and mode II (г – е) (Ф – ferrite; ГБ – granular bainite; РБ – lath bainite; Т – troostite; МА – MA component)

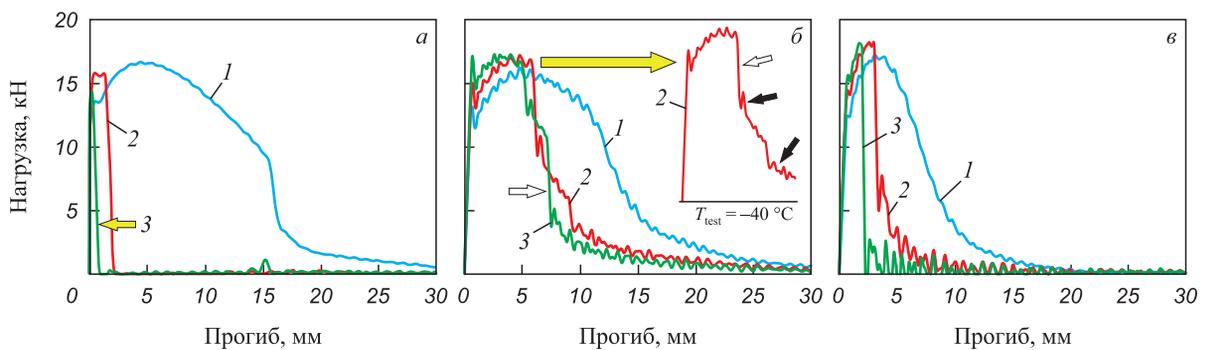


Рис. 2. Кривые ударного нагружения стали в горячекатаном состоянии (а), после обработок по режимам I (б) и II (в): 1 – $T_{\text{test}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – $T_{\text{test}} = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 2. Curves of impact loading of steel in the hot-rolled state (a), after treatments using mode I (б) and mode II (в): 1 – $T_{\text{test}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – $T_{\text{test}} = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$

нагрузка – прогиб свидетельствует о «лавинном» распространении трещины, что характерно для хрупкого разрушения.

Разрушение образцов при низких температурах происходит по механизму транскристаллитного слола (рис. 3, а, б). Уже при температуре испытаний $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ доля областей хрупкого разрушения составляет почти 100 % (рис. 4, а).

В интервале температур испытаний $-40\text{ }^{\circ}\text{C} \div -70\text{ }^{\circ}\text{C}$ на изломах утяжка боковых граней и губы среза (для примера обозначены как λ на рис. 3, з), характеризующие величину макропластической деформации, практически отсутствуют (рис. 3, а; рис. 4, б). Температура вязко-хрупкого перехода T_{50} стали составляет $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

После поперечно-винтовой прокатки стали по режиму I значения ударной вязкости разрушения образ-

цов при комнатной температуре испытаний находятся на уровне горячекатаного состояния (см. таблицу). На диаграмме нагружения таких образцов отсутствуют линейные участки падения нагрузки (рис. 2, б, кривая 1). Кроме этого обнаружена осцилляция нагрузки, что характерно для высоковязких сталей и типично для вязкого характера разрушения [13]. Зарождение и развитие трещины на всех стадиях разрушения происходит путем образования, роста и коалесценции пор (рис. 3, в). Внутри ямок присутствуют крупные частицы карбидов.

При снижении температуры испытаний ударная вязкость разрушения, работы зарождения и распространения трещины в стали после обработки по режиму I уменьшаются (см. таблицу; рис. 2, б), но остаются на более высоком уровне по сравнению с горячекатаным

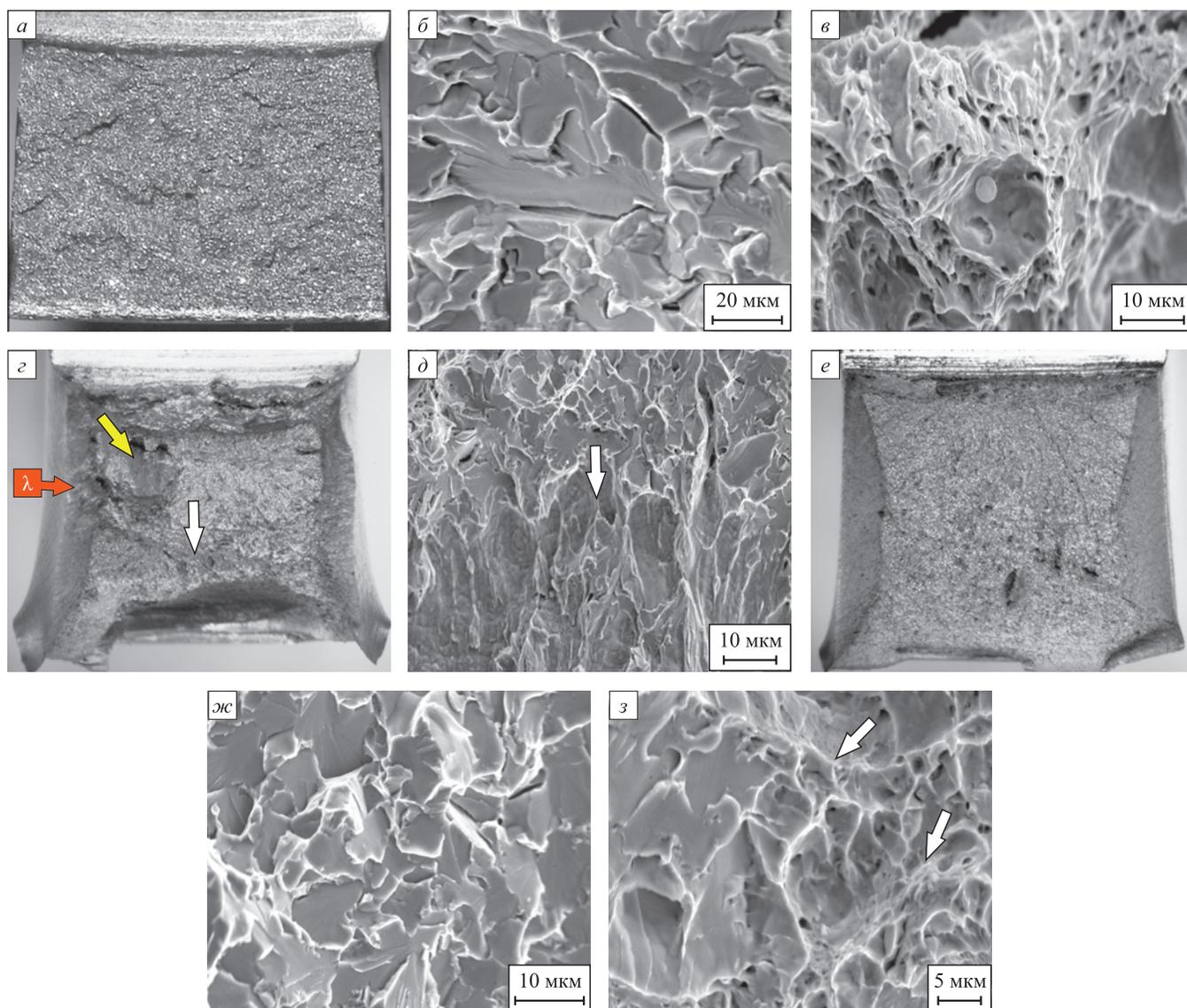


Рис. 3. Поверхности разрушения ударных образцов стали в горячекатаном состоянии при $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б), после обработки по режиму I при $T_{\text{test}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в) и $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (г, д) и по режиму II при $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (е – з)

Fig. 3. Fracture surfaces of the impacted samples of steel in hot-rolled state at $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б), after treatment using mode I at $T_{\text{test}} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в) and $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (г, д) and using mode II at $T_{\text{test}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (е – з)

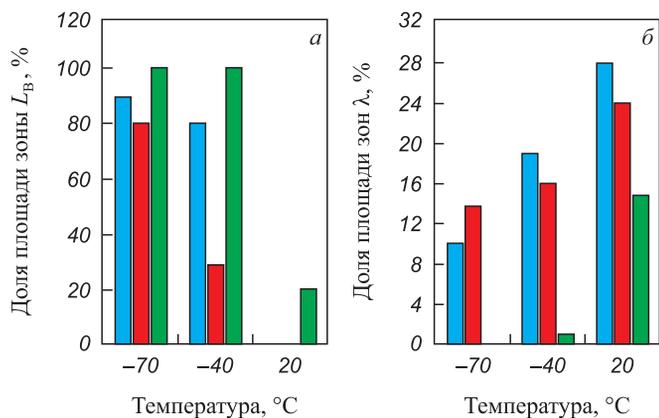


Рис. 4. Гистограммы долей площади зон хрупкого разрушения L_B (а) и губ среза (б) на изломах стали после горячей прокатки (■) и после обработки по режимам I и II (■ и ■)

Fig. 4. Bar graphs of the area fractions of brittle fracture zones L_B (a) and shear lips (б) on steel fractures after hot rolling (■) and after treatment using modes I and II (■ and ■)

состоянием. На кривых нагружения обнаружено появление участков резкого снижения нагрузки (рис. 2, б; кривые 2 и 3, показано белой стрелкой). Однако после лавинного распространения трещины происходит ее «затупление». Дальнейшее распространение трещины проходит с протеканием процесса пластической деформации (рис. 2, б; черные стрелки). На изломах разрушенных образцов четко определяется переход от хрупкого разрушения к вязкому (рис. 3, г, д; показано белой стрелкой). Помимо этого на изломах присутствуют участки расщеплений (рис. 3, г; показано желтой стрелкой), которые повышают вязкость разрушения за счет увеличения площади поверхности при образовании трещин [14]. Таким образом, затрачиваемая на развитие трещины энергия оказывается выше, а доля хрупкой составляющей в изломе меньше (рис. 4, а). При температурах -40 и -70 °C доля хрупкой составляющей в изломе составляет 29 и 80 % соответственно. Наличие значительной утяжки на боковых гранях (рис. 3, г), широких губ среза (рис. 4, б), области долома (рис. 3, г) вплоть до температур -70 °C свидетельствует о большой степени пластической деформации при распространении трещины. Это подтверждает более высокую сопротивляемость разрушению стали после обработки

по режиму I. Температура вязко-хрупкого перехода T_{50} стали снижается до -55 °C.

В случае непрерывного ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки (режим II) ударная вязкость разрушения при комнатной температуре испытаний ниже, чем для всех исследованных состояний стали (см. таблицу). При отрицательных температурах испытаний величины работ зарождения и распространения трещины выше по сравнению с горячекатаным состоянием, но ниже, чем после обработки по режиму I (рис. 2, в). О большей степени макропластической деформации образца по сравнению с горячекатаным состоянием свидетельствует наличие утяжки боковых граней (рис. 3, е) и губ среза (рис. 4, б) вплоть до испытаний при -70 °C. Осцилляция кривых нагружения нагрузка – прогиб наблюдается до момента достижения максимальной нагрузки. Самая высокая нагрузка, при которой начинается развитие магистральной трещины, в случае обработки по режиму II. Это способствует наибольшей концентрации напряжений у вершины трещины. При достижении максимальной нагрузки происходит резкое снижение кривой по прямолинейной траектории. Эта стадия соответствует хрупкому распространению трещины по механизму транскристаллитного скола (рис. 3, ж). Однако разрушение носит смешанный характер, поскольку наряду с фасетками скола на поверхности излома присутствуют ямки (рис. 3, з, белые стрелки), свидетельствующие о некоторой степени пластической деформации при распространении магистральной трещины. Температура вязко-хрупкого перехода T_{50} стали после обработки по режиму II составляет -35 °C.

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Применение поперечно-винтовой прокатки по режиму I позволяет существенно повысить низкотемпературную вязкость разрушения стали К60. Этот эффект достигается за счет измельчения ферритного зерна (с 12 до 4,6 мкм), уменьшения размеров и доли областей более хрупкой фазы троостита и более однородного распределения структурных составляющих (феррита, троостита, бейнита). Эти выводы согласуются с результатами исследований в работах [3 – 6; 8]. При низко-

Механические свойства стали категории прочности К60

Mechanical properties of X70 steel

Состояние	HV ₅₀	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %	KCV ⁺²⁰ , Дж/см ²	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	KCV ⁻⁷⁰ , Дж/см ²
Горячекатаное	HV _F = 165	360	650	23,0	250	23	11
Обработка по режиму I	HV _F = 205	440	760	20,5	245	185	160
	HV _B = 320						
Обработка по режиму II	HV _F = 225	490	880	20,0	160	85	45
	HV _B = 335						

температурном ударном нагружении возникает несовместность пластической деформации между «мягким» ферритом и хрупким трооститом: чем крупнее области троостита, тем больше вероятность развития хрупких трещин скола. Применение ускоренного охлаждения по режиму *I* приводит к формированию гранулярного бейнита, а за счет выдержки при 530 °С в структуре выделяются мелкодисперсные карбиды. Таким образом, за счет формирования бейнитной структуры и выделения карбидов доля троостита уменьшается до 10,5 %. Вследствие этого склонность к развитию хрупкого разрушения при низкотемпературных испытаниях снижается.

Непрерывное охлаждение и отсутствие выдержки ограничивают выделение карбидов, поэтому в ферритной матрице после охлаждения по режиму *II* доля мелкодисперсных карбидов меньше по сравнению с обработкой по режиму *I*. Это приводит к более высокой концентрации углерода в аустените и повышению его стабильности [15], поэтому последующий распад аустенита протекает при более низких температурах, что приводит к формированию реечного бейнита и появлению участков МА фазы (рис. 1, *e*). Вследствие этого ударная вязкость разрушения стали после обработки по режиму *II* оказывается ниже, чем после обработки по режиму *I*. В литературе [3; 16 – 19] при исследовании бейнитных структур нет однозначного вывода о том, какой тип бейнитной фазы будет обеспечивать наиболее высокую вязкость разрушения стали. Показано, что структура игольчатого феррита обеспечивает высокие значения энергии разрушения и пониженную температуру вязко-хрупкого перехода [16; 17], в то время как формирование гранулярного бейнита приводит к более низким значениям энергии разрушения за счет более крупного размера зерна и крупных участков МА фазы. Авторы работ [3; 18; 19] отмечали, что структура гранулярного бейнита обеспечивает более высокую вязкость разрушения по сравнению с реечным бейнитом и перлитом. Разные выводы сделаны вследствие того, что в сталях с разным содержанием углерода и микролегирующих элементов (ниобия, ванадия, молибдена, титана и других) после прокатки при разных температурных режимах условия формирования бейнитной фазы отличаются. В исследуемой стали с содержанием 0,13 % (по массе) углерода при прокатке в ($\gamma + \alpha$)-области переохлажденный аустенит существенно обогащен углеродом. При последующем непрерывном ускоренном охлаждении формируется реечный бейнит и крупные участки МА составляющей. Это согласуется с более высокими значениями твердости в бейнитной структуре (335 HV₅₀). Более напряженная структура реечного бейнита не позволяет достичь достаточной ударной вязкости разрушения стали после обработки по режиму *II*.

Следует отметить, что вязкость разрушения контролируется не только наиболее хрупкой фазой, но и свойствами окружающей матрицы [20]. Микрооб-

ласти с более высокой ударной вязкостью могут подавлять хрупкое разрушение, развивающееся от соседних областей с низкой ударной вязкостью разрушения. Это объясняет более высокую низкотемпературную вязкость разрушения стали с дисперсной структурой после прокатки по режиму *II* по сравнению с горячекатаным состоянием, а также смешанный вязко-хрупкий характер разрушения, когда наблюдается «затупление» хрупкой трещины и чередование фасеток скола и ямочного рельефа на изломах (рис. 3, *з*).

По результатам исследований можно предположить, что для данной стали категории прочности К60 благоприятным типом бейнитной фазы является гранулярный, а не реечный бейнит, а для достижения большего эффекта увеличения ударной вязкости разрушения за счет ускоренного охлаждения необходимо снижать содержание углерода в стали.

Выводы

Проведение поперечно-винтовой прокатки и ускоренного охлаждения с выдержкой при 530 °С (режим *I*) позволяет измельчить зеренную структуру стали класса прочности К60 с 12 до 4,6 мкм. Структура состоит из феррита, троостита, гранулярного бейнита и мелкодисперсных карбидов Fe₃C. При непрерывном ускоренном охлаждении стали после поперечно-винтовой прокатки (режим *II*) в структуре образцов выявлены зерна феррита, троостита, гранулярного и реечного бейнита, а также участки мартенситно-аустенитной фазы размерами 1 – 2 мкм и частицы Fe₃C. По сравнению с горячекатаным состоянием структура стали после прокатки по режимам *I* и *II* характеризуется более однородным распределением структурных составляющих (феррита, троостита, бейнита) и меньшей долей троостита в структуре (10,5 и 7,5 % соответственно).

За счет измельчения зеренной структуры, формирования бейнитной фазы и упрочнения матрицы карбидами в стали после поперечно-винтовой прокатки по режимам *I* и *II* микротвердость ферритной матрицы увеличивается до 205 и 225 HV₅₀ по сравнению с горячекатаным состоянием, а в бейнитных областях достигает 320 и 335 HV₅₀. Пределы текучести стали повышаются до 440 и 490 МПа, а пределы прочности до 760 и 880 МПа соответственно.

После поперечно-винтовой прокатки по режиму *I* ударная вязкость разрушения при отрицательных температурах испытаний значительно увеличивается (KCV^{-70 °C} = 160 Дж/см²) по сравнению с горячекатаным состоянием (KCV^{-70 °C} = 11 Дж/см²). Наличие значительной утяжки на боковых гранях, широких губ среза вплоть до температур –70 °С свидетельствует о большой степени пластической деформации при распространении трещины. Температура вязко-хрупкого перехода T_{50} стали после прокатки по режиму *I* снизилась до –55 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. Москва: Металлургиздат; 2012:696.
2. Ali M., Porter D., Kömi J., Eissa M., Faramawy H.E., Mattar T. Effect of cooling rate and composition on microstructure and mechanical properties of ultrahigh-strength steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2019;26:1350–1365. <https://doi.org/10.1007/s42243-019-00276-0>
3. Jia T., Zhou Y., Jia X., Wang Z. Effects of microstructure on CVN impact toughness in thermomechanically processed high strength microalloyed steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48:685–696. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3893-9>
4. Li X.C., Zhao J.X., Jia S.J., Lu G.Y., Misra R.D.K., Liu Q.Y., Li B. Ultrafine microstructure design of high strength pipeline steel for low temperature service: The significant impact on toughness. *Materials Letters*. 2021;303:130429. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130429>
5. Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Pochivalov Yu.I., Smirnova A.S. Modification of the structure of low-carbon pipe steel by helical rolling, and the increase in its strength and cold resistance. *Physics of Metal and Metallography*. 2018;119(1):83–91. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18010076>
6. 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;64(1):28–37. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-28-37>
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;64(1):28–37. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-28-37>
7. Huda N., Midawi A.R.H., Gianetto J., Lazor R., Gerlich A.P. Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;662:481–491. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.095>
8. Kang N., Lee Y., Byun S., Kim K., Kim K., Chung J., Cho K. Quantitative analysis of microstructural and mechanical behavior for Fe–0.1C–(V, Nb) steels as a function of the final rolling temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;499(1-2):157–161. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.145>
9. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения. *Вопросы материаловедения*. 2006;1(45):24–44.
Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Structure and the properties of cold-resistant steels for the constructions of Northern design. *Voprosy materialovedeniya*. 2006;1(45):24–44. (In Russ.).
10. Hwang B., Lee C.G., Kim S.-J. Low-temperature toughening mechanism in thermomechanically processed high-strength low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011;42(3):717–728. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0448-3>
11. Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Surikova N.S., Volochaev M.N. Effect of helical rolling on the bainitic microstructure and impact toughness of the low-carbon microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;816:141275. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141275>
12. Pallaspuro S., Kajjalainen A., Mehtonen S., Kömi J., Zhang Z., Porter D. Effect of microstructure on the impact toughness transition temperature of direct-quenched steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;712:671–680. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.037>
13. Khotinov V.A., Farber V.M., Morozova A.N. Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015;(2):57–66. <https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.2.057-066>
14. Morozova A.N., Schapov G.V., Khotinov V.A., Farber V.M., Selivanova O.V. Influence of the direction of propagation of the main crack on the fracture mechanism upon impact bending of samples of high-viscous steel with a filamentary structure. Tensile Region. *Physics of Metals and Metallography*. 2019;120(9):919–924. <https://doi.org/10.1134/S0031918X19070068>
15. Wang J., Van Der Wolk P.J., Van Der Zwaag S. On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling. *Journal of Materials Science*. 2000;35:4393–4404. <https://doi.org/10.1023/A:1004865209116>
16. Ghosh S., Mula S. Thermomechanical processing of low carbon Nb–Ti stabilized microalloyed steel: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;646:218–233. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.072>
17. Lan H.F., Du L.X., Misra R.D.K. Effect of microstructural constituents on strength–toughness combination in a low carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;611:194–200. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.084>
18. Hwang B., Lee C.G., Lee T.-H. Correlation of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed low-carbon steels containing boron and copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41(1):85–96. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0070-4>
19. Jia S.-J., Li B., Liu Q.-Y., Ren Y., Zhang S., Gao H. Effects of continuous cooling rate on morphology of granular bainite in pipeline steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2020;27(7):681–690. <https://doi.org/10.1007/s42243-019-00346-3>
20. Luo X., Chen X., Wang T., Pan S., Wang Z. Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. *Materials Science and Engineering A*. 2018;710:192–199. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.079>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Антонина Ильдаровна Гордиенко, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Илья Викторович Власов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Юрий Иванович Почивалов, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0236-816X

E-mail: pochiv@ispms.ru

Antonina I. Gordienko, *Cand. Sci. (Eng.)*, Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Ilya V. Vlasov, *Cand. Sci. (Eng.)*, Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Yurii I. Pochivalov, *Cand. Sci. (Phys.-Math.)*, Leading Researcher of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Control Methods, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0236-816X

E-mail: pochiv@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. И. Гордиенко – формирование основной концепции, цели и задач исследования; написание текста рукописи; литературный обзор публикаций по теме статьи; анализ экспериментальных данных.

И. В. Власов – проведение экспериментальных исследований; обработка результатов и анализ данных; доработка текста.

Ю. И. Почивалов – проведение экспериментальных исследований; обработка результатов и анализ данных.

A. I. Gordienko – formation of the basic concept, goals and objectives of research; writing the text; reviewing publications on the article topic; analysis of experimental data.

I. V. Vlasov – conducting experimental studies; processing results and data analysis; revision of the text.

Yu. I. Pochivalov – conducting experimental studies; processing results and data analysis.

Поступила в редакцию 02.09.2022

После доработки 16.11.2022

Принята к публикации 29.11.2022

Received 02.09.2022

Revised 16.11.2022

Accepted 29.11.2022