

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 627.777.22:620.186.5:620.17

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.013

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ У10А ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ЛЕНТ ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ОТЖИГА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иван Дмитриевич Поспелов^{1†}, Дина Вагифовна Матвеева²

^{1,2} Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, 162600, Череповец, Россия

¹ idpospelov@chsu.ru[†], <https://orcid.org/0009-0000-5974-5718>

² dimatvei@list.ru, <https://orcid.org/0009-0006-4598-9715>

Аннотация. В статье рассматривается влияние циклического отжига высокоуглеродистой стали У10А на изменение её механических свойств, микроструктуры и формы графитных включений для дальнейшей оценки пригодности стали к пластической деформации. Исследована исходная горячекатаная структура стали У10А, состоящая из пластинчатого перлита и графитных включений разной формы, которая обладает недостаточной пластичностью через измеренный параметр относительного удлинения $\delta = 3,4\%$. Для увеличения пластичности разработан режим сфероидизирующего циклического отжига на зернистый перлит средним размером 2-5 мкм для снижения прочностных и увеличения пластических характеристик стали. Установлено, что выше представленный отжиг также положительно влияет на изменение формы графитных включений – показано изменение их формы на сферическую, а также уменьшение их размера до 4-8 мкм и равномерное распределение в структуре, что способствует последующей пластической деформации без разрушений. Оценка результатов механических испытаний после пластической деформации прессованием со степенью 65 % отожжённой стали У10А позволяет сделать вывод о возможности получения требуемого временного сопротивления разрыву и твёрдости по ГОСТ 21996–76 для высокопрочных холоднокатаных лент без риска повреждения прокатных валков.

Ключевые слова: высокопрочная стальная лента, высокоуглеродистая сталь У10А, сфероидизирующий циклический отжиг, зернистый перлит, графитные включения, твёрдость по Виккерсу, временное сопротивление разрыву, пластическая деформация, уравнения регрессии, твёрдость по Шору.

Благодарности: Часть исследований выполнены в лабораториях АО «Северсталь Менеджмент».

Для цитирования: Поспелов И.Д., Матвеева Д.В. Исследование механических свойств стали У10А для производства высокопрочных холоднокатаных лент после циклического отжига и пластической деформации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 2. С. 247–253. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.013.

Original article

RESEARCH OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF U10A STEEL FOR THE PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STRIPS AFTER CYCLIC ANNEALING AND PLASTIC DEFORMATION

Ivan D. Pospelov^{1†}, Dina V. Matveeva²

^{1,2} Cherepovets State University, Lunacharskogo Pr., 5, Cherepovets, 162600, Russia

¹ idpospelov@chsu.ru[†], <https://orcid.org/0009-0000-5974-5718>

² dimatvei@list.ru, <https://orcid.org/0009-0006-4598-9715>

Abstract. The article examines the effect of cyclic annealing of high-carbon steel U10A on changes in its mechanical properties, microstructure and shape of graphite inclusions for further assessment of the steel's suitability for plastic deformation. The initial hot-rolled structure of U10A steel consisting of lamellar pearlite and graphite in-

clusions of various shapes which has insufficient ductility through the measured elongation parameter $\delta = 3.4\%$ has been researched. To increase ductility, a mode of spheroidizing cyclic annealing on granular pearlite with an average size of 2-5 μm has been developed to reduce steel strength characteristics and increase the plastic ones. It has been established that the above annealing also has a positive effect on the change in the shape of graphite inclusions – a change in their shape to spherical is shown, as well as a reduction in their size to 4-8 μm and a uniform distribution in the structure, which contributes to subsequent plastic deformation without destruction. Evaluation of the results of mechanical tests after plastic deformation by pressing with a degree of 65 % of annealed U10A steel allows us to conclude that it is possible to obtain the required tensile strength and hardness according to GOST 21996–76 for high-strength cold-rolled strips without the risk of damaging the rolls.

Keywords: high strength steel tape, high carbon steel U10A, spheroidizing cyclic annealing, granular pearlite, graphite inclusions, Vickers hardness, tensile strength, plastic deformation, regression equations, Shore hardness.

Acknowledgements: Some of the research was carried out in the laboratories of JSC Severstal Management.

For citation: Pospelov, I. D. & Matveeva, D. V. (2024). Research of the mechanical properties of steel U10A for the production of high-strength cold-rolled strips after cyclic annealing and plastic deformation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(2), 247–253. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.013.

Введение

Расширение производства холоднокатаных полос и лент высокого качества прокаткой из инструментальных, конструкционных, пружинных высокопрочных эвтектоидных и заэвтектоидных сталей является преобладающей тенденцией развития современного прокатного производства. На данный момент наиболее востребованы холоднокатаные ленты из высокоуглеродистых сталей У8А, У10А и их аналогов толщиной до 1,0 мм и шириной 10-100 мм группы прочности 1П по ГОСТ 21996–76, который регламентирует максимальную твёрдость до 485HV и максимальное временное сопротивление разрыву σ_b до 1570 МПа [1].

Одновременно с усложнением холоднокатаного сортамента и повышением требований к его качеству растёт потребность в горячекатаном подкате с определённой микроструктурой и механическими свойствами для производства таких лент и полос. Получение подката с определёнными свойствами объясняется тем, что в процессе непрерывной холодной прокатки из-за больших суммарных обжатий и сильного наклёпа происходит резкое упрочнение и увеличение твёрдости полосы [2], которая может превышать твёрдость самого вала, поэтому появляются риски повреждения поверхности прокатываемой полосы, снижения стойкости или разрушения рабочих валков и аварийных перевалок.

Традиционным методом снижения твёрдости и получения благоприятной структуры сорбита для холодной деформации эвтектоидных и заэвтектоидных сталей является подготови-

тельная, промежуточная и окончательная операция патентирования (изотермической закалки) ленты [3] аналогичная операции патентирования проволоки [4]. Однако, как отмечают авторы работ [3, 4], процент перлитной фазы (сорбита) после патентирования достигает диапазона 85-92 %, остальное в структуре могут занимать нежелательные включения бейнита, которые снижают пластичность, являются концентраторами напряжений и способствуют хрупкому разрушению стали [5]. Помимо нестабильной структуры после патентирования у заготовки для дальнейшей деформации в холодном состоянии имеется ограниченный запас пластичности, характеризуемый параметром относительного удлинения после разрыва в диапазоне $\delta = 5-10\%$ [3, 5].

Резервом повышения пластичности низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей, по мнению авторов работ [6-10], является рекристаллизационный отжиг первого рода, неполный отжиг второго рода и температурное воздействие на стальные детали, которые приводят к эффектам сфероидизации перлита и графитизации структуры. Наиболее близким вариантом термической обработки высокоуглеродистых сталей для получения в структуре графита за счёт частичного разложения цементита является изотермический отжиг на зернистый перлит [11]. Однако подробные рекомендации выбора режима отжига и оценка микроструктуры для высокоуглеродистых сталей отсутствуют, в работах [11, 12] представлены режимы термической обработки таких сталей по аналогии отжига ковких чугунов.

Цель настоящей работы – разработать режим отжига для высокоуглеродистой горячекатаной стали У10А, обеспечивающий возможность применения такой термической обработки для производства высокопрочных холоднокатаных лент путём исследования механических свойств до и после пластической деформации с разной степенью.

Методика исследований

В качестве исходного материала для термической обработки использовали горячекатаный травленный прокат размером 2,85×10 мм из стали У10А, химический состав и механические свойства которой представлены в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав и механические свойства горячекатаной стали У10А

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of hot-rolled steel U10A

Содержание химических элементов, % (масс.)												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V
1,0	0,214	0,31	0,0087	0,0036	0,158	0,008	0,19	0,026	0,161	0,001	0,014	0,002
Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа									866,5			
Твёрдость по Виккерсу, HV									299			
Относительное удлинение δ , %									3,4			

Структуру образцов стали до и после термической обработки оценивали по микрошлифам после травления в 2-4 % спиртовом растворе азотной кислоты при помощи оптического инвертированного микроскопа Meiji IM 7530 с автоматическим анализатором структуры по изображению в программе «Thixomet». При автоматическом анализе в выше указанной программе исследуемая горячекатаная сталь на рис.1 имеет в структуре следующее соотношение: пластинчатый перлит 82,2 %; сорбитизированный перлит 11,7 %.

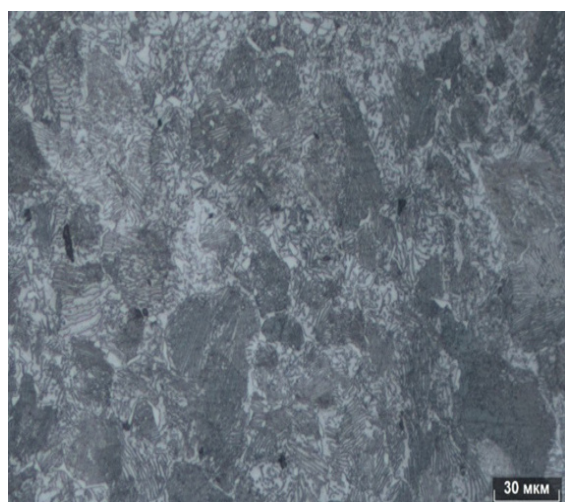


Рис.1. Исходная структура горячекатаной стали У10А, ×500

Fig.1. The initial structure of hot-rolled steel U10A, ×500

Кроме пластинчатого перлита в структуре стали визуально 3-4 % по всей площади изображения рис.1 имеются включения чёрного цвета различной формы и максимальным размером 45-60 мкм, идентификацию таких графитных включений (рис.2) до и после термической обработки проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6610LV с энергодисперсионной приставкой INCA Energy 350X-Max с программным обеспечением INCA.

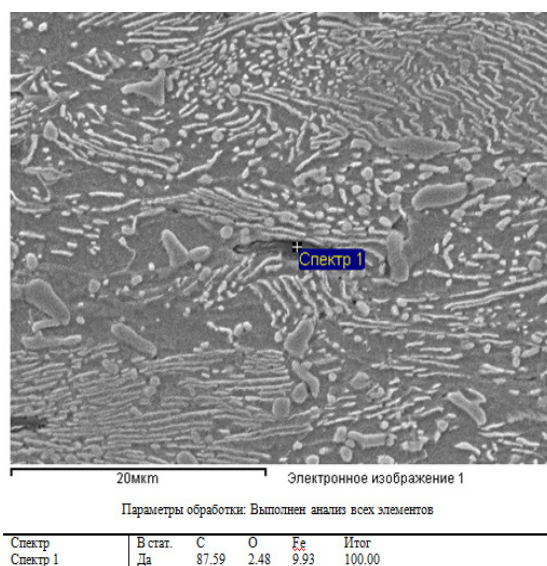


Рис.2. Идентификация включений графита с помощью РЭМ, ×2500

Fig.2. Identification of graphite inclusions using SEM, ×2500

Термическую обработку образцов проводили в муфельной печи МИМР-10ЭУ в защитной атмосфере азота. В качестве термической обработки образцов выше представленной стали на зернистый перлит был разработан отжиг схемой на рис.3, заключающийся в трёхкратном циклическом нагреве и выдержке образцов стали до температуры t_1 выше точки A_{c1} на 40°C и двукратном охлаждении и выдержке до

температуры t_2 ниже точки A_{r1} на 30°C . Температуру критических точек определяли по справочным данным [13] $A_{c1} = 730^\circ\text{C}$ и $A_{r1} = 700^\circ\text{C}$. Скорости нагрева ω_1 до температуры t_1 , охлаждения ω_2 до температуры t_2 и охлаждения с печью до температуры t_3 , а также время выдержек τ_1 и τ_2 представлены на рис.3.

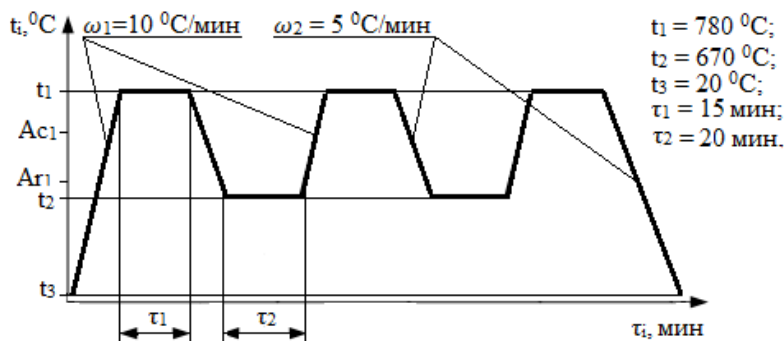


Рис.3. Схема циклического отжига образцов стали У10А

Fig.3. The diagram of cyclic annealing of U10A steel samples

Глубину обезуглероженного слоя после отжига определяли по ГОСТ 1763–68. Холодную прокатку в лабораторных условиях заменяли деформацией образцов исследуемой стали на прессе следующими степенями деформации 15 %, 30 %, 45 % и 65 % соответственно. Испытания временного сопротивления разрыву методом растяжения образцов до и после деформации производили по ГОСТ 11701–84 на универсальной электромеханической испытательной машине Galdabini Quasar 50 с максимальным разрывным усилием 50кН. Твёрдость образцов по Виккерсу до и после деформации измеряли по ГОСТ 9450–76 на микротвёрдомере Future Tech FM-310 с программной системой автоматизации измерений микротвёрдости «Thixomet TRP-19-01».

Результаты и их обсуждение

Средние значения механических свойств стали после циклического отжига приведены в таблице 2. Поскольку горячекатаная сталь У10А на рис.1 имеет изначальную структуру пластинчатого перлита, то процесс циклического отжига направлен на разрушение такой структуры и образование зернистого перлита, данные изменения приводят к повышению пластичности материала, которая требуется для дальнейшей деформации в холодном состоянии с высокой степенью.

Таблица 2. Средние значения механических свойств стали У10А после циклического отжига

Table 2. Average values of mechanical properties of steel U10A after cyclic annealing

Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	570,2
Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	328,7
Относительное удлинение δ , %	11,1
Твёрдость по Виккерсу, HV	224

Каждая ступень циклического отжига стали У10А определяет структурные изменения. При первом нагреве до температуры выше точки A_{c1} на 40°C происходит превращение пластинчатого перлита в аустенит, дальнейшее охлаждение с печью до температуры ниже точки A_{r1} на 30°C с выдержкой при данной температуре приводит к образованию зернистой структуры с сохранением участками структуры пластинчатого перлита. Для полного образования 100 % структуры зернистого перлита операции нагрева и охлаждения повторяют циклами на рис.3 до устранения в структуре стали пластинчатого перлита (рис.4). После такого отжига средний размер зерна перлита составляет 2-5 мкм. В соответствии с ГОСТ 8233–56, данный размер соответствует крупно- и грубозернистому перлиту. Известно, что большая пла-

стичность наблюдается у сталей с крупным зерном, что обозначает более высокую способность к пластической деформации без разрушения [6].

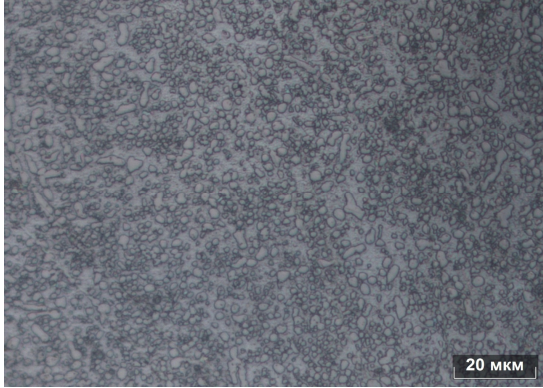


Рис.4. Структура стали У10А после циклического отжига, $\times 1000$

Fig.4. The structure of U10A steel after cyclic annealing, $\times 1000$

Замеры глубины полностью обезуглероженный слоя верхней и нижней стороны образцов после отжига составили 99,9-104 мкм, обезуглероженного и частично обезуглероженного слоя толщина 198-206 мкм.

Также, в процессе сфероидизирующего циклического отжига стали У10А изменения претерпевают графитные включения, происходит их увеличение и более равномерное распределение в структуре стали как это показано на нетравленном шлифе рис.5. Изменяются их форма на сферическую и размер (средний размер графитных включений после отжига составляет 4-8 мкм), что снижает концентрацию напряжений и повышает устойчивость стали к

трещинам и разрушению при холодной деформации с высокой степенью.

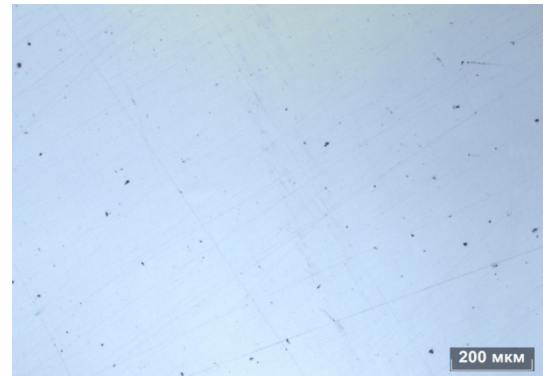


Рис.5. Распределение графитных включений после циклического отжига, $\times 100$

Fig.5. Distribution of graphite inclusions after cyclic annealing, $\times 100$

Для оценки и расчёта увеличения твёрдости по Виккерсу, временного сопротивления разрыву σ_B , условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и снижения относительного удлинения δ_{100} в зависимости от степени деформации образцов ϵ_i после проведения механических испытаний были построены графические зависимости на рис.6 и получены следующие уравнения регрессии:

$$HV = 218,23 + 2,3733 \cdot \epsilon_i, \quad (1)$$

$$\sigma_B = 0,1584 \cdot \epsilon_i^2 + 1,3524 \cdot \epsilon_i + 567,01, \quad (2)$$

$$\sigma_{0,2} = 0,1172 \cdot \epsilon_i^2 + 2,2871 \cdot \epsilon_i + 319,6, \quad (3)$$

$$\delta_{100} = 0,002 \cdot \epsilon_i^2 - 2,262 \cdot \epsilon_i + 10,552, \quad (4)$$

где ϵ_i – степень деформации, %.

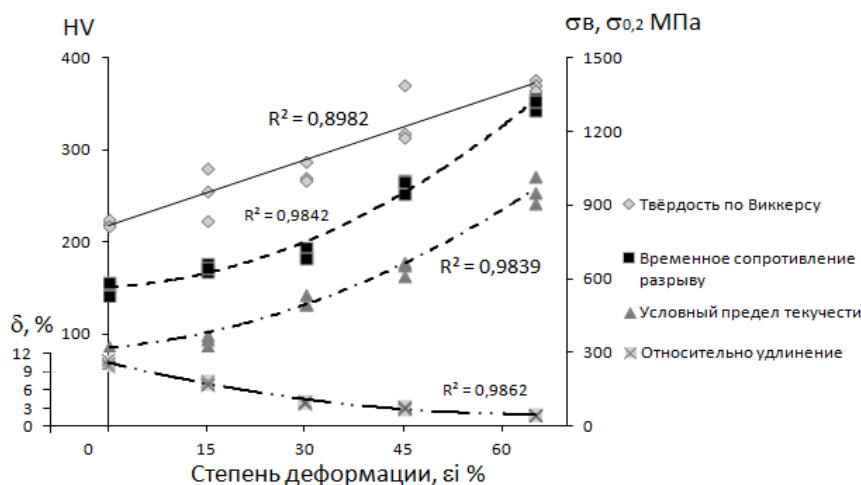


Рис.6. Зависимости механических свойств стали У10А от степени деформации

Fig.6. Dependences of the mechanical properties of steel U10A on the degree of deformation

Коэффициенты детерминации $R^2 = 0,8982$, $R^2 = 0,9842$, $R^2 = 0,9839$ и $R^2 = 0,9862$ уравнений (1)–(4) для численного определения твёрдости HV, σ_b , $\sigma_{0,2}$ и δ_{100} соответственно говорят о хорошей аппроксимации данных, а их расчётные значения критерия Фишера много больше табличных, поэтому выше представленные зависимости значимы и дают точный и достоверный прогноз.

Результаты механических испытаний показали, что временное сопротивление разрыву σ_b находится в диапазоне 1286–1329 МПа и превосходит минимально требуемое значение 1270 МПа по ГОСТ 21996–76 [1] при степени деформации образца 65 % на прессе, которая соответствует прокатке ленты до толщины 1,0 мм. Средняя твёрдость по Виккерсу образцов после деформации с аналогичной степенью равна 372 HV, которая в пересчёте на твёрдость по Шору для определения стойкости валков равна 51,1 HSD [13]. Твёрдость поверхностного слоя рабочих валков, применяемых на современных станах для холодной прокатки лент и полос в среднем равна 57,9–60 HSD [14], поэтому использование полосовой стали У10А после циклического отжига на рис.3 для производства высокопрочных лент возможно без риска повреждения и снижения стойкости валков.

Выводы

В результате проведённых исследований получены следующие результаты:

1. Разработан режим сфероидизирующего циклического отжига заэктоидной стали У10А на зернистый перлит с целью повышения её пластичности для дальнейшей деформации. Для образования 100 % структуры зернистого перлита необходимо повторять циклы нагрева и охлаждения до полного разрушения пластинчатого перлита, который сформировался в исходной структуре и, как показали механические испытания, снижает пластичность горячекатаной высокоуглеродистой стали. Выше представленный отжиг стали У10А изменяет форму, размер и распределение графитных включений, в структуре стали происходит их увеличение, равномерное распределение, изменение их формы на сферическую и уменьшение их размера до 4–8 мкм.

2. Проведение механических испытаний отожжённых образцов стали после пластической деформации позволило получить уравнения регрессии для определения временного сопротивления разрыву и твёрдости по Виккерсу

в зависимости от степени деформации образцов. Результаты механических испытаний показали, что временное сопротивление разрыву и значения твёрдости по Виккерсу превосходят минимальные требуемые значения 1270 МПа и 375HV по ГОСТ 21996–76 [1] после деформации образца до толщины 1,0 мм, что говорит о возможности применения такой отожжённой стали при прокатке высокопрочных лент группы прочности П1 без риска повреждения прокатных валков.

Список литературы

1. ГОСТ 21996–76. Лента стальная холоднокатаная термообработанная. Технические условия.
2. Zhi-Ping W., Deng G. Cold rolling process of 5Cr15MoV martensite stainless steel // Journal of north university of China. 2012. V. 33, N 3. P. 350–352.
3. Нефедов Д.В., Телегин В.Е., Миянов А.Г., Рожков С.В., Борохович И.М. Аспекты качества и технологии производства патентованной высокопрочной упаковочной ленты // Сталь. 2019. № 6. С. 30–33.
4. Shamsheer S.B., Narender M.S., Rajendra M.B. Optimization of lead patenting process for high carbon steel wires // Proceeding of the national academy of science, India section A: Physical science. 2017. V. 87. P. 267–278.
5. Борисенко А.Ю., Луценко В.А., Луценко О.В., Куренкова Т.П., Серегина Е.С., Демидов А.В. Структура и свойства патентованной высокоуглеродистой проволоки // Литьё и металлургия. 2011. № 1. С. 85–89.
6. Atsuki O. Graphite formation in high-purity cold-rolled carbon steels // Metallurgical transactions. 1989. V. 20A. P. 1917–1925.
7. Rubin P., Larker R., Navara E., Antti M.-L. Graphite formation and dissolution in ductile irons and steels having high silicon contents: solid-state transformation // Metallography, microstructure and analysis. 2018. V. 7. P. 587–595.
8. Inam A., Brydson R., Edmonds D.V. Effect of starting microstructure upon the nucleation sites and distribution of graphite particles during a graphitising anneal of an experimental medium-carbon machining steel // Materials characterization. 2015 V. 106. P. 86–92.
9. Tomotaka H., Kota S., Kaoru S., Toru H., Kazuhiro A. TTP Diagrams of Graphitization of Creep Ruptured Carbon Steels and 0.5Mo Steel // ISIJ International. 2021. V. 61, Is. 11. P. 2822–2831.

10. Коваленко Н.Д., Иванов А.М. Влияние комбинированной деформационной обработки и отжига на механические свойства и механизм разрушения низкоуглеродистой стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14, № 1. С. 39–43.

11. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. 544 с.

12. Остапенко Н.Н., Кропивницкий Н.Н. *Технология металлов*. М.: Высшая школа, 1970. 344 с.

13. Колосков М.М., Долбенко Е.Т., Каширский Ю.В. и др. *Марочник сталей и сплавов*. М.: Машиностроение, 2001. 672 с.

14. Гарбер Э.А. *Станы холодной прокатки (теория, оборудование, технология)*. М.: Черметинформация, 2004. 416 с.

Информация об авторах

И. Д. Поспелов – кандидат технических наук, доцент Череповецкого государственного университета.

Д. В. Матвеева – магистрант Череповецкого государственного университета.

References

1. GOST 21996–76. Steel cold-rolled heat-treated strip. Technical conditions. (In Russ.).

2. Zhi-Ping, W. & Deng, G. (2012). Cold rolling process of 5Cr15MoV martensite stainless steel. *Journal of north university of China*, 33(3), 350–352.

3. Nefedov, D. V., Telegin, V. E., Miyanov, A. G., Rozhkov, S. V. & Boroxovich, I. M. (2019). Aspekty kachestva i tehnologii proizvodstva patentirovannoj vy`sokoprochnoj upakovochnoj lenty. *Stal*, (6), 30–33. (In Russ.).

4. Shamsher, S. B., Narender, M. S. & Rajendra, M. B. (2017). Optimization of lead patenting process for high carbon steel wires. *Proceeding of the national academy of science, India section A: Physical science*, 87, 267–278.

5. Borisenko, A. Yu., Lucenko, V. A., Lucenko, O. V., Kurenkova, T. P., Seregina, E. S. & Demidov, A. V. (2011). Struktura i svojstva

patentirovannoj vy`sokouglerodistoj provoloki. *Litiya i Metallurgiya*, (1), 85–89. (In Russ.).

6. Atsuki, O. (1989). Graphite formation in high-purity cold-rolled carbon steels. *Metallurgical transactions*, 20A, 1917–1925.

7. Rubin, P., Larker, R., Navara, E. & Antti, M.-L. (2018). Graphite formation and dissolution in ductile irons and steels having high silicon contents: solid-state transformation. *Metallography, microstructure and analysis*, 7, 587–595.

8. Inam, A., Brydson, R. & Edmonds, D. V. (2015). Effect of starting microstructure upon the nucleation sites and distribution of graphite particles during a graphitising anneal of an experimental medium-carbon machining steel. *Materials characterization*, 106, 86–92.

9. Tomotaka, H., Kota, S., Kaoru, S., Toru, H. & Kazuhiro, A. (2021). TTP Diagrams of Graphitization of Creep Ruptured Carbon Steels and 0.5Mo Steel. *ISIJ International*, 61(11), 2822–2831.

10. Kovalenko, N. D. & Ivanov, A. M. (2017). Vliyaniye kombinirovannoj deformacionnoj obrabotki i otzhiga na mexanicheskie svojstva i mexanizm razrusheniya nizkouglerodistoj stali. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 14(1), 39–43. (In Russ.).

11. Gulyayev, A. P. (1986). *Metallovedeniye*. М.: Metallurgiya. P. 544. (In Russ.).

12. Ostapenko, N. N. & Kropivniczkij, N. N. (1970). *Texnologiya metallov*. М.: Vy`sshaya shkola. P. 344. (In Russ.).

13. Koloskov, M. M., Dolbenko, E. T. & Kashirskij, Yu. V. i dr. (2001). *Marochnik stalej i spлавov*. М.: Mashinostroenie. P. 672. (In Russ.).

14. Garber, E. A. (2004). *Stany` xolodnoj prokatki (teoriya, oborudovanie, tehnologiya)*. М.: Chermetinformatsia. P. 416. (In Russ.).

Information about the authors

I. D. Pospelov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at Cherepovets State University.

D. V. Matveeva – Undergraduate Student at Cherepovets State University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 04.04.2024; одобрена после рецензирования 29.04.2024; принята к публикации 02.05.2024.

The article was received by the editorial board on 04 Apr. 24; approved after reviewing 29 Apr. 24; accepted for publication 02 May 24.