

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 669.14.018.291.3:621.785:693.554
DOI: 10.18503/1995-2732-2023-21-4-70-80



ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМАТУРНОГО ПРОКАТА В БУНТАХ ИЗ ДВУХ- И МУЛЬТИФАЗНОЙ СТАЛИ

Сычков А.Б.¹, Нестеренко А.М.², Завалищин А.Н.¹, Моллер А.Б.¹, Кулаков Б.А.³, Шубин И.Г.¹

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

² Институт черной металлургии НАН Украины, Днепр, Украина

³ Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

Аннотация. Актуальность и цель исследования. В настоящее время (до недавнего времени) в России существовало несколько нормативных документов (ГОСТ), нормирующих химический состав, геометрические параметры и технические требования к арматурному прокату в прутках и бунтах, а также способу производства (горячая прокатка, горячая прокатка с последующим термическим упрочнением в потоке сортовых станов с использованием тепла предпрокатного нагрева, холодная прокатка и/или волочение горячекатаных заготовок) таких изделий разных классов прочности, специальных технологических свойств (свариваемость, сопротивление усталостным нагрузкам, сейсмостойкость и т.п.). Поэтому, учитывая опыт передовых промышленных стран, например европейский стандарт EN 10138, в России разработан и внедряется с 2018 года стандарт аналогичного класса – ГОСТ 34028-2016. Согласно требованиям указанных стандартов, выбор технологии изготовления арматуры определяет изготовитель. При этом необходимо учитывать выполнение требований заказчика к параметрам и свойствам арматуры с обеспечением высокого уровня служебных, эксплуатационных характеристик металлопродукции. Целью настоящих исследований является решение актуальной задачи обеспечения противоречивых комплексов свойств с минимальными затратами. **Цель работы.** Формирование микроструктуры и механических свойств арматурного проката в бунтах из двух- и мультифазной стали. **Результаты.** Исследованы режимы контролируемой прокатки на проволочной линии промышленного мелкосортно-проволочного прокатного стана, направленные на получение арматурного проката номинальным диаметром 6 мм периодического профиля в бунтах с двух(ферритно-мартенситной (бейнитной)-) и мультифазной (ферритно-мартенситно(бейнитно)-перлитной) структурой из марганцево-кремнистой низколегированной стали марки 18Г2С, микролегированной ванадием. Установлено, что показатели высоких прочностных и пластических свойств арматурного проката диаметром 6 мм в бунтах из исследованной стали $\sigma_r = 530-550$ МПа, $\sigma_b = 785-885$ МПа, $\delta_5 = 15,0-29,0\%$, полностью отвечающие требованиям стандартов для арматурного проката повышенной прочности, достигаются в случае режимов с температурами виткообразования $T_{во}$ в интервале 1020-1060°C, при которых в стали обеспечивается формирование особой мультифазной (ферритно-мартенситно(бейнитно)-перлитной) структуры. **Выводы.** Определены режимы контролируемой прокатки на проволочной линии промышленного сортового прокатного стана, обеспечивающие получение арматурного проката диаметром 6 мм (№6) периодического профиля в бунтах с двух- и мультифазной структурой из марганцево-кремнистой низколегированной стали марки 18Г2С, микролегированной ванадием. Установлено, что показатели высоких прочностных и пластических свойств арматурного проката №6 достигаются в случае режимов с температурами $T_{во}$ в интервале 1020-1060°C, при которых в стали формируется мультифазная структура.

Ключевые слова: арматурный бунтовой прокат, химический состав стали, термомеханическое упрочнение, микролегирование, ванадий, контролируемая прокатка, двух- и мультифазная структура, линия «Стелмор», феррит, перлит, бейнит, мартенсит, технологические параметры-режимы

© Сычков А.Б., Нестеренко А.М., Завалищин А.Н., Моллер А.Б., Кулаков Б.А., Шубин И.Г., 2023

Для цитирования

Формирование микроструктуры и механических свойств арматурного проката в бунтах из двух- и мультифазной стали / Сычков А.Б., Нестеренко А.М., Завалищин А.Н., Моллер А.Б., Кулаков Б.А., Шубин И.Г. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2023. Т. 21. №4. С. 70-80. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2023-21-4-70-80>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

FORMATION OF A MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL- AND MULTI-PHASE REINFORCING STEEL IN COILS

Sychkov A.B.¹, Nesterenko A.M.², Zavalishchin A.N.¹, Moller A.B.¹, Kulakov B.A.³, Shubin I.G.¹

¹ Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia

² Institute of Ferrous Metallurgy of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine

³ South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. Relevance and Objectives. Until recently, in Russia there were several regulatory documents (GOST) specifying the chemical composition, geometric parameters and technical requirements for reinforcing steel in bars and coils, as well as the production method (hot rolling, hot rolling with subsequent thermal hardening in the line of section mills using heat of pre-rolling heating, cold rolling and/or drawing of hot rolled rods) of such products of different strength classes, special technological properties (weldability, resistance to fatigue loads, seismic resistance, etc.). Therefore, given the experience of advanced industrial countries, for example, European Standard EN 10138, since 2018, GOST 34028-2016, a developed standard of a similar class, has been implemented in Russia. According to the requirements of these standards, the production method of reinforcing steel is determined by manufacturers. It is necessary to comply with customer requirements for the parameters and properties of reinforcing steel and ensure a high level of service and operational characteristics of steel products. This research is aimed at solving the currently relevant issue of providing contradictory sets of properties at minimal costs. **Objectives.** Formation of a microstructure and mechanical properties of dual- and multi-phase reinforcing steel in coils. **Results.** This paper examines controlled rolling modes on a wire line of an industrial bar and wire rolling mill aimed at producing deformed reinforcing steel bars with a nominal diameter of 6 mm in coils with a dual- (ferrite-martensite(bainite)) and multi-phase (ferrite- martensite (bainite)-pearlite) structure from manganese-silicon low-alloy steel grade 18G2S, microalloyed with vanadium. It has been established that the indicators of high strength and ductility of reinforcing bars with a diameter of 6 mm in coils from steel under study ($\sigma_T = 530-550$ MPa; $\sigma_b = 785-885$ MPa; $\delta_5 = 15.0-29.0\%$), fully meeting the requirements of the standards for high-strength reinforcing steel, are achieved at coil formation temperatures T_{bo} in the range of 1020-1060°C, providing the formation of a special multi-phase (ferrite-martensite(bainite)-pearlite) steel structure. **Conclusions.** The authors determined modes of controlled rolling on the wire line of an industrial bar rolling mill, ensuring the production of deformed reinforcing steel bars with a diameter of 6 mm (No. 6) in coils with a dual- and multi-phase structure from manganese-silicon low-alloy steel grade 18G2S, microalloyed with vanadium. It has been established that indicators of high strength and ductility of reinforcing bars No. 6 are achieved at temperatures T_{bo} in the range of 1020-1060°C, entailing a formation of a multi-phase structure.

Keywords: reinforcing steel in coils, chemical composition of steel, thermomechanical hardening, microalloying, vanadium, controlled rolling, dual- and multi-phase structure, Stelmor line, ferrite, pearlite, bainite, martensite, technological parameters-modes

For citation

Sychkov A.B., Nesterenko A.M., Zavalishchin A.N., Moller A.B., Kulakov B.A., Shubin I.G. Formation of a Microstructure and Mechanical properties of Dual- and Multi-Phase Reinforcing Steel in Coils. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2023, vol. 21, no. 4, pp. 70-80. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2023-21-4-70-80>

Введение

В настоящее время в РФ действует новый стандарт на технические требования к арматурному прокату широкого назначения – ГОСТ 34028-2016, заменяющий ряд старых стандартов, таких как ГОСТ 5781, ГОСТ 10884, ГОСТ 52544, СТО АСЧМ 7-93 и другие нормативные документы (НД), нормирующие химический состав и свойства горячекатаной, термически упрочняемой и холоднодеформированной арматуры. В этом направлении анализируемый ГОСТ 34028 подобен такому европейскому НД, как EN 10138 с унификацией требований к арматурному прокату всех

видов производства. ГОСТ 34028 включает в себя технические требования к арматурному прокату разных классов прочности – от 400 до 800 (1000) МПа по пределу текучести. Способ производства арматуры выбирает ее изготовитель. Наиболее ответственная продукция – свариваемая, коррозионностойкая, для использования в сейсмоопасных регионах, метро и т.п. – может быть произведена термомеханическим упрочнением или в горячекатаном состоянии при помощи микролегирования, например ванадием. При этом обеспечивается сочетание высоких значений прочностных и пластических характеристик металла, хладостойкости за счет получения мелкого действи-

тельного зерна в результате дисперсионного твердения или зернограничного упрочнения, высокой устойчивости к усталостным и знакопеременным нагрузкам. Недостатком микролегирования стали является высокая дороговизна легирующих элементов, в частности ванадия. Следует отметить, что примерно одинаковые свойства арматуре можно обеспечить и термомеханическим упрочнением, в том числе термоциклированием и микролегированием и т.п. [1, 2].

Благодаря уникальному сочетанию прочностных и пластических свойств высокопрочные двух- и мультифазные низколегированные стали успешно используются для снижения массы деталей автомобилей и машин, изготавливаемых методами холодной штамповки и высадки, для изготовления труб высокого давления в магистральных нефте- и газотранспортных системах, в том числе в сейсмических зонах и районах вечной мерзлоты [1-4]. Помимо этого, обширной сферой применения арматурного проката из двух- и мультифазных высокопрочных сталей в последние годы стала строительная индустрия.

В современной технологии изготовления сборного железобетона, интенсивно развивающейся в последние годы, для армирования в значительных объемах (до 50% от общей потребности арматурной стали) предусматривается применение арматурного проката периодического профиля до 12 мм в бунтах [5]. Достоинством арматурного проката в бунтах является его высокая эффективность при переработке на автоматизированных производствах при изготовлении арматурных сеток, каркасов, закладных изделий для армирования железобетона, практическое отсутствие отходов при заготовительных операциях. При использовании же стержневого арматурного проката образуются отходы в немерных длинах в объеме не менее 5-7%. Потребность строительной индустрии в арматурном прокате в бунтах очень высока (до 90% от общей потребности в арматурном прокате периодического профиля диаметром до 12 мм). Исходя из вышеизложенного, представляется актуальным проведение исследования, направленного на изучение структурных параметров и комплекса механических характеристик арматурного проката периодического профиля в бунтах из двух- и мультифазной низколегированной стали, полученного по режимам термомеханической обработки (ТМО) с контролируемым охлаждением (контролируемая прокатка) непосредственно на проволочной линии промышленного сортового прокатного стана.

Принципиально для получения двух- и мультифазных структур в прокате из низколегированных сталей, согласно данным работы [3], используются две схемы технологических режимов: термическая и ТМО с контролируемым охлаждением – контролируемая прокатка (рис. 1).

Схема термической обработки (слева на рис. 1) предусматривает операции нагрева стали до температуры 1063 K (790°C) двухфазной (α - γ)-области (межкритический интервал температур (МКИТ)), выдержки с определенной длительностью при этой темпера-

туре, закалки в воду для получения упрочняющих сталь участков – островков мартенситной фазы в структуре и последующего отпуска при температуре (773-823)K (500-550°C) для снижения уровня напряжений и склонности стали к старению. Многочисленные вариации режимов термической обработки, подобные вышеописанной, используются в агрегатах непрерывного отжига для массового промышленного производства холоднокатаного листового проката из низколегированных сталей с двух- и мультифазной структурой. Схема ТМО, завершающей стадией которой является контролируемое охлаждение горячекатаного проката, приведена в правой части рис. 1. Схематическое наложение положения линий фазовых превращений аустенита низколегированной стали (термокинетическая диаграмма (ТКД)) в интервале температур контролируемого охлаждения показывает, что в данном случае упрочняющие сталь островки мартенситной фазы (мартенситной и перлитной фаз) в структуре низкоуглеродистой стали в объемах 15-20%, обеспечивающие наиболее высокие значения прочности и твердости (HV = 371 – рис. 1), формируются из микроучастков аустенита (γ -фазы), оставшихся непревращенными в этой стали при температуре 873 K (600°C) после полного завершения $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в результате закалки в воду.

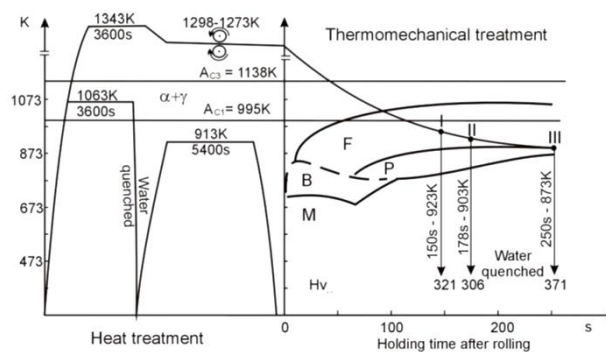


Рис. 1. Схематическое изображение режимов термической обработки и контролируемой прокатки для получения двух- и мультифазных структур в прокате из низколегированных сталей [3]: water quenched – водяная закалка; heat treatment – термическая обработка; thermomechanical treatment – термомеханическая обработка; holding time after rolling – время выдержки после прокатки; F – феррит; P – перлит; B – бейнит; M – мартенсит; HV = HB – твердость по Виккерсу и Бринеллю соответственно

Fig. 1. Schematic representation of heat treatment and controlled rolling modes for obtaining two- and multiphase structures in rolled low-alloy steels [3]: water quenched, heat treatment, thermomechanical treatment, holding time after rolling, F – ferrite, P – pearlite, B – bainite, M – martensite, HV=HB – Vickers and Brinell hardness, respectively

Разработке режимов контролируемой ТМО для массового производства высокопрочных и высокотехнологичных видов горячекатаного листового и сортового проката, катанки и арматурной проволоки из низколегированных сталей с двух- и мультифазной структурой посвящено большое количество исследований. В частности, в работе [6] при использовании режима ТМО, включающего горячую прокатку в МКИТ при температуре 845°C и охлаждение со скоростью выше 10°C/с, в катанке диаметром 6,5 мм из низкоуглеродистой стали (мас. %: 0,08 С; 1,8 Мп; 0,7 Si) получена двухфазная структура с размером ферритного зерна не менее 8,3 мкм и объемом мартенситной фракции 9-11%. Катанка из этой же стали, охлаждаемая непосредственно после горячей прокатки воздушными струями (другой режим, применённый в работе, – режим контролируемой ТМО), имела двухфазную структуру с зерном феррита 8,2 мкм и объёмной долей мартенситной фракции 11,5%. Уровень прочностных и пластических свойств полученного бунтового проката диаметром 6,5 мм с двухфазной структурой (предел текучести $\sigma_{0,2} = 335-345$ МПа, предел прочности $\sigma_b = 600-620$ МПа, низкие значения отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,54-0,56$, высокий уровень показателей пластичности (относительное удлинение $\delta_{10} = 26,5-31,5$ %) и коэффициента деформационного упрочнения ($n = 0,221$)) определяют её успешное использование для операций холодной высадки ($n = \sigma_t(\text{после окончательной деформации})/\sigma_t(\text{начало процесса деформации})$).

Представляет интерес проведенное в работе [7] комплексное исследование перспективности использования в строительной индустрии катанки диаметром 5,5 мм из низкоуглеродистой стали, содержащей мас. %: 0,08 С; 0,77 Мп; 0,21 Si; 0,017 Р; 0,012 S, с

двухфазной ферритно-мартенситной структурой. Двухфазную структуру в исследованных образцах катанки получали путём термической обработки, включающей выдержку образцов при температурах МКИТ (795, 810, 820 и 840°C) в течение 15 мин и последующую закалку в воду. Структурные параметры, твёрдость и механические свойства полученных образцов анализировали в сопоставлении с аналогичными данными для арматурной проволоки периодического профиля с холоднодеформационным рифлением из этой же стали (табл. 1).

Полученные данные позволили авторам работы [7] заключить, что близкий к серийно произведенной арматурной проволоке периодического профиля уровень прочностных свойств, отношения $\sigma_b/\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ_{10} , твёрдости HV наблюдается в деформированной растяжением катанке со значительной (50%) объёмной долей мартенситной фазы (класс прочности 820 МПа – 2% удл. (см. табл. 1)). Авторы утверждают также, что полученный материал характеризуется большей способностью к адсорбции энергии и более высоким значением экспоненты упрочнения по сравнению с традиционным, что определяет его значительную перспективу для использования в строительной индустрии в сейсмически опасных зонах.

Химические составы сталей, используемых для производства горячекатаного арматурного проката в бунтах, и показатели их механических свойств характеризуются определённым разнообразием. Арматурный прокат периодического профиля в бунтах класса прочности 300 (предел текучести $\sigma_{0,2} > 300$ Н/мм²) изготавливают из углеродистой стали, а класса 400 ($\sigma_{0,2} > 420$ Н/мм²) – из низколегированной стали (табл. 2, 3).

Таблица 1. Структурные параметры, твёрдость и механические свойства арматуры
Table 1. Structural parameters, hardness and mechanical properties of reinforcement

Образец	Объёмная доля мартенсита, %	Твёрдость, НВ	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	$\sigma_b/\sigma_{0,2}$	Относительное удлинение δ_{10} , %
Бунтовой прокат диаметром 5,5 мм	–	139±5	304	426	1,40	32,7
795*	25±5	184±1	333	656	1,97	14,9
810*	40±5	226±1	337	675	2,00	13,5
820*	50±5	252±8	356	693	1,95	12,5
840*	65±5	268±2	407	698	1,72	10,5
810 (2 % удлинение)***	40±5	227±2	588	689	1,17	12,7
820 (2 % удлинение)	50±5	261±4	633	698	1,19	9,5
ART500N	–	240±4	670	708	1,06	7,8
Стандартные требования	–	–	500**	550**	1,03**	6,0**

* Катанка с двухфазной структурой, цифрой обозначена температура выдержки в МКИТ, °С.

** Минимальное значение, не менее.

*** 2% удлинение при растяжении образца, как моделирование напряжённого состояния, установленного в стали после холоднодеформационного рифления поверхности арматуры.

Таблица 2. Механические свойства арматурного проката разных классов прочности
Table 2. Mechanical properties of reinforcing bars of different strength classes

Класс прочности проката, МПа	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
300	≥ 300	≥ 420	$\delta_{200} \geq 11$
400	≥ 420	≥ 620	$\delta_{200} \geq 9$
400	390-510	≥ 560	$\delta_5 \geq 16$
500	490-625	≥ 620	$\delta_5 \geq 12$
400	392-510	≥ 559	$\delta_5 \geq 16$
500	490-528	≥ 618	$\delta_5 \geq 12$

Таблица 3. Химический состав стали арматурного проката разных классов прочности
Table 3. Chemical composition of reinforcing bars of different strength classes

Класс прочности проката, МПа	Массовая доля элементов, %, равно или не более					C_3 , % не более		
	C	Mn	Si	S	P			
300	0,28-0,38	0,50-0,80	0,10	0,050	0,040	–		
400	0,32-0,38	0,80-1,20	0,60-0,90	0,045	0,040	–		
390	0,29	0,55	1,80	0,040	0,040	0,55		
490	0,32	0,55	1,80	0,040	0,040	0,60		
Класс проката	Массовая доля элементов, %, не более							C_3 , % не более
	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Cu	
400	0,29	0,55	1,80	0,050	0,15	0,15	0,30	0,55
500	0,29	0,55	1,80	0,050	0,15	0,15	0,30	0,60

Арматурный прокат периодического профиля в бунтах разных классов прочности изготавливается из низколегированных сталей одной марки. Регламентируется величина углеродного эквивалента C_3 , который рассчитывается по выражению

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6}. \quad (1)$$

Материалы и техника исследований

Учитывая возрастающий спрос на арматурный прокат периодического профиля в бунтах с повышенной прочностью ($\sigma_{0,2} > 500$ МПа) [5], промышленные эксперименты на проволоночной линии сортового стана по разработке технологических режимов производства такой металлопродукции проводили с использованием низколегированной стали марки типа 18Г2С, микролегированной ванадием, а в качестве сравнительной использовали арматурный прокат из низкоуглеродистой стали марки Ст3Гсп, микролегированной бором. Химические составы исследованных сталей представлены в **табл. 4**, а расположение технологического оборудования в хвостовой части проволоночной линии прокатного стана – на **рис. 2**.

Выбор ванадия в качестве микролегирующего элемента в низкоуглеродистой стали 18Г2С обусловлен его высокой нитридообразующей способностью в широком интервале температур (ΔT – от 1060-1080 до

400°С) при умеренных скоростях охлаждения сталей из аустенитной области [8-13]. То, что в начальных указанных температурных условиях согласно значениям свободной энергии Гиббса для исследуемых сталей образуются преимущественно нитриды ванадия, доказывается термодинамически [12, 13]. При этом, как известно [8], осуществляются механизмы дисперсионного упрочнения феррита сталей, способствующего повышению их прочностных свойств. Микродобавка бора вводилась в низкоуглеродистую сталь Ст3Гсп с целью повышения её пластичности, поскольку роль бора, как «пластификатора» низкоуглеродистых и низколегированных сталей, убедительно показана в [15-18]. Кроме того, возможно, наряду с пластификацией свойств арматурного проката, обеспечить и повышение прокаливаемости/закаливаемости металла правильным подбором количества бора и отношения бора к азоту [14].

Таблица 4. Химический состав исследованных сталей
Table 4. Chemical composition of the studied steels

Марка стали	Содержание химических элементов, мас. %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	B
18Г2С	0,17	1,25	0,75	0,002	0,016	0,02	0,02	0,112	–
Ст3Гсп	0,21	1,02	0,27	0,002	0,016	0,04	0,02	0,001	0,006

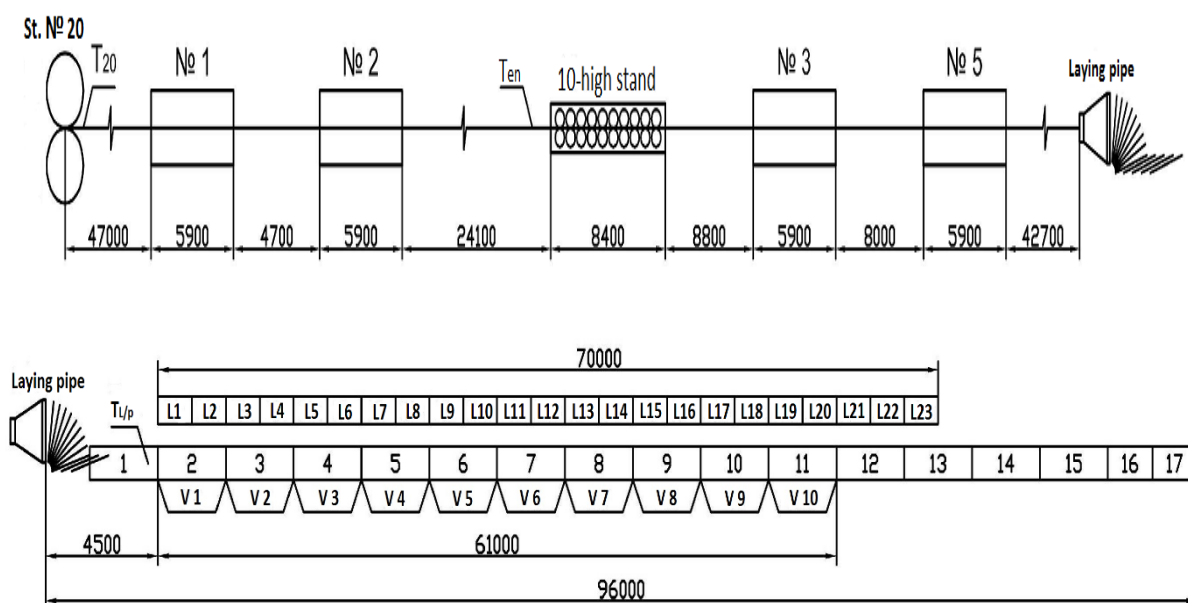


Рис. 2. Схема стандартной линии «Стелмор»: T_{20} – последняя – 20-я прокатная клеть; № 1-5 – секции водяного охлаждения; T_{en} – 10-клетевой проволочный блок; Laying pipe – виткообразователь (витковая труба); L1-L23 – теплоизолирующие крышки; 1-17 – секции транспортера витков; V1-V10 – дутьевые вентиляторы
 Fig. 2. Scheme of the standard Stelmor line: T_{20} – last – 20th rolling stand; No. 1-5 – water cooling sections; T_{en} – 10-cage wire block; Laying pipe – coil former (spiral pipe); L1-L23 – heat-insulating covers; 1-17 – coil conveyor sections; V1-V10 – blower fans

Нагрев полученных заготовок 150×150 мм из исследованной стали производили в ПШП стана. Температура нагрева по зонам печи: пятая – $1160-1165^\circ\text{C}$, шестая – $1145-1150^\circ\text{C}$, седьмая – $1110-1130^\circ\text{C}$. Средняя температура раскатов за клетью №20 – 1090°C .

Для реализации схемы ТМО с контролируемым охлаждением (контролируемой прокатки) (см. рис. 1, правая часть), обеспечивающей получение в готовом бунтовом арматурном прокате номинальным диаметром 6 мм (№6) из микролегированной ванадием стали 18Г2С двух- и мультифазных структур требуемого сочетания прочностных и пластических свойств, качества профилировки, проведены промышленные эксперименты с варьированием температуры металла на виткообразователе $T_{во}$.

Для определения структурных составляющих арматурного бунтового проката использовали оптический и электронный сканирующий (растровый) микроскопы.

Результаты исследований и обсуждение

Проведенный микроструктурный анализ показал, что в арматурном бунтовом прокате №6 из исследованной низколегированной стали мультифазные (ферритно-перлитно-мартенситные) структуры формируются в случае технологических режимов 1(3) и 2(5) с повышенными значениями $T_{во}$, а двухфазная (ферритно-мартенситная) – в случае режима 3(10) с более низким значением $T_{во}$ (рис. 3, табл. 5).

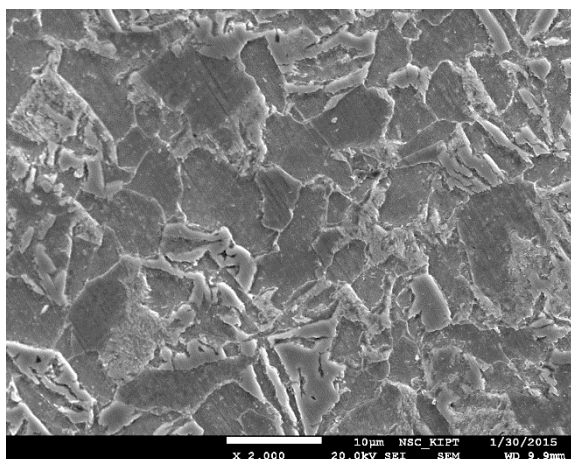
Для режимов 1(3), 2(5) и 3(10) достигается также и высокое качество нанесенного периодического профиля.

Удельная теплоёмкость железа (стали) составляет

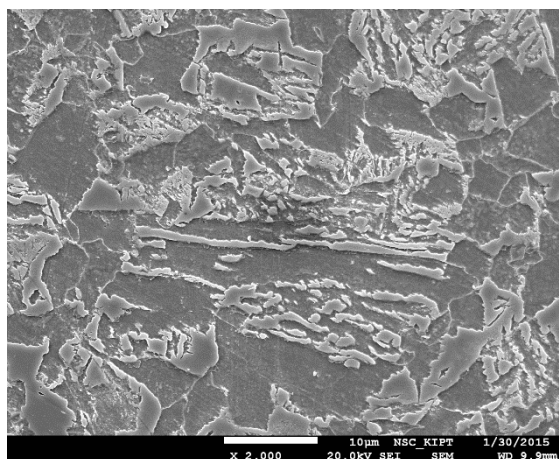
$c = 4,6 \cdot 10^2$ Дж/кг·К [19]. То есть для снижения температуры 1 кг стали на 1°C необходимо осуществить отвод $4,6 \cdot 10^2$ Дж теплоты. В наших экспериментах отвод теплоты от витков арматурного профиля, разложенных на транспортёре «Стелмор», производился включёнными вентиляторами при открытых крышках транспортёра (см. рис. 2, табл. 5), и для всех режимов обработки эти условия оставались неизменными. Поскольку при проведении экспериментов условия работы транспортёра в плане контролируемого охлаждения арматурного проката №6 после ТМО оставались неизменными, то в случае режима 2(5) с $T_{во} = 1060^\circ\text{C}$ необходима большая длительность отвода теплоты от витков арматурного профиля в ходе их охлаждения до температур фазовых превращений аустенита стали по сравнению с режимами, значения $T_{во}$ которых являются более низкими (см. табл. 5). Анализ термодинамической диаграммы (ТКД) фазовых превращений аустенита стали 15Г2С (рис. 4), химический состав которой очень близок для исследованной стали 18Г2С, показал, что структура стали (рис. 3, б, табл. 6) в случае режима 2(5) с $T_{во} = 1060^\circ\text{C}$ формировалась путём реализации фазовых превращений аустенита, аналогичных к наблюдаемым вдоль кривой охлаждения, обозначенной цифрой 2(5). Особенности структуры стали в арматуре, полученной по режиму 1(3) с $T_{во} = 1020^\circ\text{C}$ (рис. 3, а, табл. 6), свидетельствуют о том, что фазовые превращения аустенита осуществлялись вдоль кривой охлаждения, обозначенной цифрой 3 на ТКД на рис. 4. Двухфазная ферритно-мартенситная (бейнитная) структура в ар-

матуре из исследованной стали, полученная по режиму 3(10) (рис. 3, в, объёмная доля мартенсита (бейнита) составляет 21,10% (см. табл. 6), типична для ин-

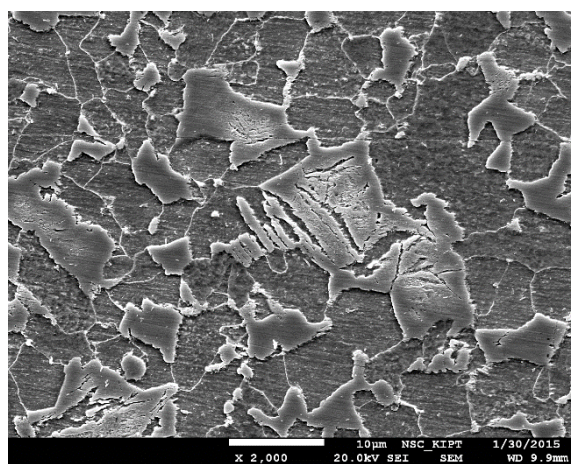
тервала скоростей охлаждения «бесперлитной области» на ТКД (соответствующая условная кривая охлаждения обозначена цифрой 3(10) на рис. 4).



а



б



в

Рис. 3. Микроструктура (растровая электронная микроскопия) бунтового арматурного профилированного проката №6 из микролегированной ванадием стали 18Г2С: а, б и в – обработка по технологическим режимам соответственно 1(3), 2(5) и 3(10). ×2000

Fig. 3. Microstructure (scanning electron microscopy) of coiled deformed reinforcing steel bars No. 6 from vanadium microalloyed steel 18G2S: а, б and в are treatment according to technological modes 1(3), 2(5) and 3(10), respectively, ×2000

Таблица 5. Технологические режимы обработки* и полученные механические свойства

Table 5. Technological treatment modes* and obtained mechanical properties

Марка стали	Номер режима (образца)	Расход воды, м ³ /ч	T _{во} , °C	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	Изгиб
18Г2С	1(3 на рис. 4)	53	1020	540	885	15,0	Удовлетворительно
				530	810	26,0	Удовлетворительно
	2(5 на рис. 4)	0 (охлаждение на воздухе)	1060	550	805	21,5	Удовлетворительно
				550	785	29,0	Удовлетворительно
	3(10 на рис. 4)	98	920	495	800	7,0	Удовлетворительно
490				775	11,0	Удовлетворительно	
СтЗГсп	3.1	98	920	410	565	31,0	Удовлетворительно

* Для всех режимов: на транспортере «Стелмор» все крышки открыты, включены вентиляторы №1-5, 7-10.

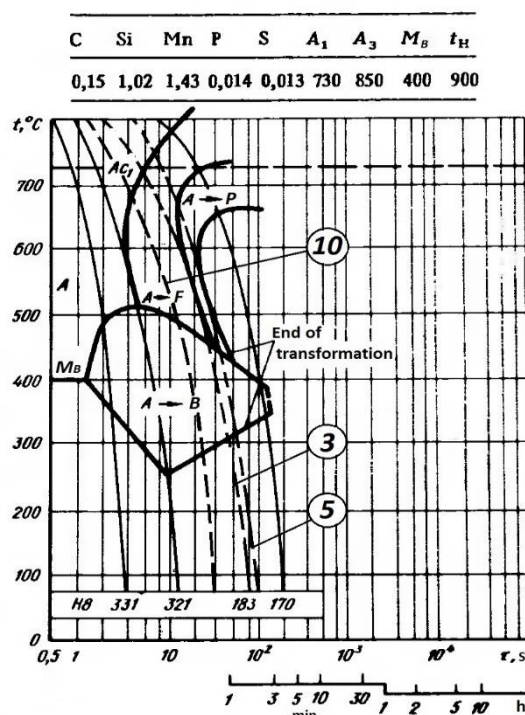


Рис. 4. Термокинетическая диаграмма фазовых превращений аустенита стали 15Г2С [20, 21] с условными кривыми охлаждения (пунктирные линии) для режимов обработки 1(3), 2(5) и 3(10)

Fig. 4. Thermokinetic diagram (CCE) of phase transformations of austenite in steel 15G2S [20, 21] with conditional cooling curves (dashed lines) for treatment modes 1(3), 2(5) and 3(10)

Таблица 6. Количественное соотношение составляющих и размер зерна феррита в структуре арматурного проката №6 из микролегированной ванадием стали 18Г2С

Table 6. Quantitative ratio of components and ferrite grain size in the structure of reinforcing steel bars No.6 from vanadium microalloyed steel 18G2S

Режим обработки (T _{во} , °C)	Объёмная доля фракции, %		Размер зерна феррита	
	Мартенсит (бейнит)	Перлит	Средний условный диаметр зерна d _L , мм	Номер зерна по ГОСТ 5639
1(3) (1020)	20,95	4,66	0,00465	12
2(5) (1060)	15,02	10,44	0,00423	12
3(10) (920)	21,10	–	0,00443	12

В арматурном бунтовом прокате №6 из сравнительной низкоуглеродистой стали СтЗГсп после обработки по режиму 3.1, параметры которого близки к таковым для режима 3(10) (см. табл. 5), формируется структура видманштетта с отчётливо различающимися иглами ферритной фазы и тёмными изолированными участками тонкодифференцированного перлита (рис. 5). Объёмные доли ферритных фракций в структуре – структурно-свободного феррита (ССФ с d_L = 0,00510 мм – 12-й номер по ГОСТ 5639) и игольчатого – в целом близки: V_{ССФ} = 41,43 и V_{ИФ} = 46,17%. Объёмная доля изолированных перлитных участков невелика – V_{ИПУ} = 12,40%, что в сочетании со значительным объёмом «мягких» ферритных фракций (V_{ССФ} + V_{ИФ} = 86,7%) как раз и определяет в целом невысокий уровень прочностных свойств арматурно-

го проката №6, полученного из сравнительной стали (см. табл. 6).

Анализ ферритной структуры в арматуре из исследованных сталей показывает, что при контролируемом охлаждении в цикле ТМО с T_{во} в интервале 920-1060°С в них формируется мелкое зерно 12-го номера по ГОСТ 5639 (см. табл. 6). Это благоприятный фактор в плане получения высоких показателей прочности полученного арматурного проката №6. Применительно к арматурному прокату №6 из микролегированной ванадием стали 18Г2С наиболее благоприятное соотношение упрочняющих фракций (мартенсита (бейнита) и перлита (см. рис. 3, б, табл. 6) в её структуре и, соответственно, сочетание прочностных и пластических свойств достигается (см. табл. 5) в случае режима 2(5) с T_{во} = 1060°С.



Рис. 5. Микроструктура участка средней зоны арматурного проката №6 из стали Ст3Гсп с бором (режим обработки 3.1 с $T_{\text{во}} = 920^{\circ}\text{C}$), $\times 800$

Fig. 5. Microstructure of the section of the middle zone of reinforcing steel bars No. 6 from steel St3Gsp with boron (treatment mode 3.1 at $T_{\text{во}} = 920^{\circ}\text{C}$), $\times 800$

При этом режиме обработки и даже в случае режима 1(3), несмотря на повышенную объёмную долю мартенситной фазы (23,95% (см. табл. 6, рис. 3, а), показатели прочностных свойств и пластичности арматурного проката №6 в бунтах из стали 18Г2С, микролегированной ванадием, превосходят требования, регламентируемые в стандартах для металлопроката соответствующих классов прочности (см. табл. 2). Вполне очевидно, что показатели прочности арматурного проката из этой стали обеспечиваются аддитивным вкладом зернограницного упрочнения, фазового упрочнения за счёт мартенсито-бейнитных и перлитных участков, а также дисперсионного упрочнения феррита мельчайшими выделениями нитридов ванадия.

Прочностные свойства и пластичность арматурного проката №6 в бунтах, полученного из сравнительной стали Ст3Гсп, микролегированной бором (см. табл. 6), соответствуют требованиям, регламентируемым в стандартах для металлопроката пониженной прочности: классов 400 и 500 соответственно (см. табл. 2).

Выводы

1. Определены режимы контролируемой прокатки на проволочной линии промышленного сортового прокатного стана, обеспечивающие получение арматурного проката диаметром 6 мм (№6) периодического профиля в бунтах с двух(ферритно-мартенситной (бейнитной))- и мультифазной (ферритно-мартенсито (бейнитно)-перлитной) структурой из марганцево-кремнистой низколегированной стали марки 18Г2С, микролегированной ванадием.

2. Установлено, что показатели высоких прочностных и пластических свойств арматурного проката

та №6 для арматурного проката повышенной прочности достигаются в случае режимов с температурами $T_{\text{во}}$ в интервале $1020\text{-}1060^{\circ}\text{C}$, при которых в стали формируется мультифазная структура.

Список источников

1. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Технологические особенности производства арматурного проката широкого назначения. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2006. 499 с.
2. Поточная термическая обработка сортового и фасонного проката / А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2016. №2. С. 5-24.
3. Lis J., Lis A.K., Kolan C. Dual-phase technology and properties of C-Mn steels // Ynieria Materialowa. 2004, vol. 3, no. 140, pp. 163-165.
4. Xiurong, Zuo, Zhengyue Zhou Study of Pipeline Steels with Acicular Ferrite Microstructure and Ferrite-bainite Dual-phase Microstructure // Materials Research, 2015, vol. 18, no. 1, pp. 36-41.
5. Historical Data on Wire, Triangular Wire Fabric/ Mesh and Welded Wire Concrete Reinforcement (WWR). Wire Enforcement Institute (WRI). 2014. 9 p.
6. Xu X.J., Kong J.Q. Study on Cooling Process of Hot Rolled Wire Rod with Dual Phase Microstructure // Advanced Materials Research. 2012, vols. 415-417, pp. 779-783.
7. Application of dual phase steels in wires for reinforcement of concrete structures / H. Lorussoa, A. Burgueño, D. Egidia, H. Svoboda // Procedia Materials Science. 2012, no. 1, pp. 118-125.
8. Гольдштейн М.И., Грачёв С.В., Векслер Г.М. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
9. Study Structure and Properties Rolled Coils By V-Alloyed C-Mn-Si Steel with Dual- and Multi Phase Microstructures / V.L. Plyuta, S.A. Vorobey, G.V. Levchenko, A.B. Sychkov, A.M. Nesterenko // Journal of Material Science Research. 2017, vol. 6, no. 4, pp. 79-87.
10. Технология термической обработки арматурного и фасонного проката (теория и металлургическая практика): монография / А.Б. Сычков, Э.В. Парусов, А.Б. Моллер, О.Н. Тулупов, М.А. Шекшеев, А.Ю. Столяров, Г.Я. Камалова, Д.В. Назаров, С.О. Малашкин, М.В. Блохин. Маврикий: Parlarium academic publishinf, 2017. 272 с.
11. Идентификация дефекта поверхности листового проката типа «вкатанная окалина» / А.Б. Сычков, Н.В. Копцева, Ю.Ю. Ефимова, А.В. Жлоба, Г.Я. Камалова // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». 2018. №11. С. 72-76.
12. Сычков А.Б. Распознавание поверхностных дефектов листового проката при помощи микрорентгеноспектрального анализа / А.Б. Сычков, Н.В. Копцева, Ю.Ю. Ефимова, Г.Я. Атангулова (Камалова) // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». 2021. Т. 77. №11. С. 1168-1176.

13. Уикс К.Е., Блок Ф.Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. М.: Металлургия, 1965. 240 с.
14. Парусов В.В., Парусов О.В., Сычков А.Б. Прокат из борсодержащих сталей для высокопрочных крепежных изделий: монография. Днепропетровск: АРТ-Пресс, 2010. 160 с.
15. Wire rod of boron bearing low-carbon steel for direct deep drawing / V.V. Parusov, A.B. Sychkov, M.A. Zhigarev, A.V. Perchatkin // Metallurgist. 2004, vol. 48, iss. 11-12, pp. 626-634.
16. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. Днепропетровск: АРТ-Пресс, 2012. 376 с.
17. Новое применение бора в металлургии / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко, М.А. Жигарев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. №1 (9). С. 15-17.
18. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки / А.Б. Сычков, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко, С.Ю. Жукова, М.А. Жигарев, А.В. Перчаткин, А.В. Перегудов, И.Н. Чуйко. Бендеры: Полиграфист, 2009. 608 с.
19. Novikov I., Heinbucker B. Physics. Canada, Toronto/Vancouver: Irvin Publishing, 2001. 706 p.
20. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита и бета-раствора в сплавах титана. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
21. Попов А.А., Попов А.А. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.; Свердловск: Машгиз, 1961. 431 с.
- rolled wire rod with dual phase microstructure. Advanced Materials Research. 2012;415-417:779-783.
7. Lorusso H., Burgueño A., Egidia D., Svoboda H. Application of dual phase steels in wires for reinforcement of concrete structures. Procedia Materials Science. 2012;(1):118-125.
8. Goldshtein M.I., Grachev S.V., Veksler G.M. *Spetsialnye stali* [Special steels]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.)
9. Plyuta V.L., Vorobey S.A., Levchenko G.V., Sychkov A.B., Nesterenko A.M. Study structure and properties of rolled coils by V-alloyed C-Mn-Si steel with dual- and multi-phase microstructures. Journal of Material Science Research. 2017;6(4):79-87.
10. Sychkov A.B., Parusov E.V., Moller A.B., Tulupov O.N., Sheksheev M.A., Stolyarov A.Yu., Kamalova G.Ya., Nazarov D.V., Malashkin S.O., Blokhin M.V. *Tekhnologiya termicheskoy obrabotki armaturnogo i fasonnogo prokata (teoriya i metallurgicheskaya praktika): monografiya* [Technology of heat treatment of rebar and shaped steel (theory and metallurgical practice): monograph]. Mauritius: Palmarium Academic Publishing, 2017, 272 p. (In Russ.)
11. Sychkov A.B., Koptseva N.V., Efimova Yu.Yu., Zhloba A.V., Kamalova G.Ya. Identification of a surface defect of rolled sheets of the "rolled scale" type. *Byulleten nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii «Chernaya metallurgiya»* [Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information]. 2018;(11):72-76. (In Russ.)
12. Sychkov A.B., Koptseva N.V., Efimova Yu.Yu., Atangulova (Kamalova) G.Ya. Identification of surface defects in rolled sheets using X-ray microanalysis. *Byulleten nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii «Chernaya metallurgiya»* [Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information]. 2021;77(11):1168-1176. (In Russ.)
13. Wicks C.E., Block F.E. Thermodynamic properties of 65 elements – their oxides, halides, carbides and nitrides. Moscow: Metallurgiya, 1965, 240 p. (In Russ.)
14. Parusov V.V., Parusov O.V., Sychkov A.B. *Prokat iz borsoderzhashchikh staley dlya vysokoprochnykh krepezhnykh izdeliy: monografiya* [Rolled products from boron-containing steels for high-strength fasteners: monograph]. Dnepropetrovsk: ART-Press, 2010, 160 p. (In Russ.)
15. Parusov V.V., Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V. Wire rod of boron bearing low-carbon steel for direct deep drawing. Metallurgist. 2004;48(11-12):626-634.
16. Parusov V.V., Sychkov A.B., Parusov E.V. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy proizvodstva vysokoэффективныkh vidov kataniki* [Theoretical and technological framework for the production of highly efficient types of wire rod]. Dnepropetrovsk: ART-Press, 2012, 376 p. (In Russ.)
17. Parusov V.V., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Zhigarev M.A. New application of boron in metallur-

References

1. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V. *Tekhnologicheskie osobennosti proizvodstva armaturnogo prokata shirokogo naznacheniya* [Technological features of producing reinforcing bars of wide applications]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2006, 499 p. (In Russ.)
2. Sychkov A.B., Sheksheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya. In-line heat treatment of sectional and shaped steel. *Obrabotka sploshnykh i sloistnykh materialov* [Processing of Solid and Layered Materials]. 2016;(2):5-24. (In Russ.)
3. Lis J., Lis A.K., Kolan C. Dual-phase technology and properties of C-Mn steels. *Inżynieria materiałowa*. 2004;3(140):163-165.
4. Xiurong Zuo, Zhengyue Zhou. Study of pipeline steels with acicular ferrite microstructure and ferrite-bainite dual-phase microstructure. *Materials Research*. 2015;18(1):36-41.
5. Historical data on wire, triangular wire fabric/mesh and welded wire concrete reinforcement (WWR). Wire Enforcement Institute (WRI). 2014. 9 p.
6. Xu X.J., Kong J.Q. Study on cooling process of hot

- gy. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2005;(1(9)):15-17. (In Russ.)
18. Sychkov A.B., Parusov V.V., Nesterenko A.M., Zhukova S.Yu., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V., Peregodov A.V., Chuiko I.N. *Struktura i svoystva katanki dlya izgotovleniya elektrodov i svarochnoy provoloki* [Structure and properties of wire rod for manufacturing electrodes and welding wire]. Bendery: Poligrafist, 2009, 608 p. (In Russ.)
19. Novikov I., Heinbucker B. *Physics*. Canada, Toronto/Vancouver: Irvin Publishing, 2001, 706 p.
20. Popova L.E., Popov A.A. *Diagrammy prevrashcheniya austenita i beta-rastvora v splavakh titana* [Diagrams of the transformation of austenite and beta solution in titanium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 503 p. (In Russ.)
21. Popov A.A., Popov A.A. *Spravochnik termista. Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereokhlazhdennogo austenita* [Handbook for heat treatment operators. Isothermal and thermokinetic diagrams of the transformation of supercooled austenite]. Moscow, Sverdlovsk: Mashgiz, 1961, 431 p. (In Russ.)

Поступила 04.09.2023; принята к публикации 30.10.2023; опубликована 25.12.2023
Submitted 04/09/2023; revised 30/10/2023; published 25/12/2023

Сычков Александр Борисович – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: absychkov@mail.ru. ORCID 0000-0002-0886-1601. Researcher ID: E-4516-2016

Нестеренко Анатолий Михайлович – кандидат технических наук, старший научный сотрудник отдела физического металловедения, Институт черной металлургии НАН Украины, Днепр, Украина. Email: anatnest1946@gmail.com. ORCID 0000-0001-2345-6789

Завалищин Александр Николаевич – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: zaval1313@mail.ru. ORCID 0000-0003-0955-8425

Моллер Александр Борисович – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии обработки материалов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: amoller@mail.ru. ORCID 0000-0001-9090-2080

Кулаков Борис Алексеевич – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры пирометаллургических и литейных технологий, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия. Email: kulakovba@susu.ru.

Шубин Игорь Геннадиевич – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры технологии обработки материалов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: shubin64@mail.ru.

Aleksandr B. Sychkov – DrSc (Eng.), Associate Professor, Professor of the Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: absychkov@mail.ru. ORCID 0000-0002-0886-1601. Researcher ID: E-4516-2016

Anatoly M. Nesterenko – PhD (Eng.), Senior Researcher of the Department of Physical Metallurgy, Institute of Ferrous Metallurgy of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine. Email: anatnest1946@gmail.com. ORCID 0000-0001-2345-6789

Aleksandr N. Zavalishchin – DrSc (Eng.), Professor, Professor of the Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: zaval1313@mail.ru. ORCID 0000-0003-0955-8425

Aleksandr B. Moller – DrSc (Eng.), Professor, Head of the Department of Materials Processing Technology, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: amoller@mail.ru. ORCID 0000-0001-9090-2080

Boris A. Kulakov – DrSc (Eng.), Professor, Professor of the Department of Pyrometallurgy and Foundry Technologies, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia. Email: kulakovba@susu.ru.

Igor G. Shubin – PhD (Eng.), Associate Professor, Associate Professor of the Department of Materials Processing Technology, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: shubin64@mail.ru.