

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

MATERIALS SCIENCE AND HEAT TREATMENT OF METALS

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)

УДК 621.771

DOI: 10.18503/1995-2732-2023-21-2-54-66



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ АСИММЕТРИЧНОГО ПРОЦЕССА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Горбунов К.С.¹, Щеренкова И.С.², Орехова Ю.Н.², Мазур И.П.^{1,3}

¹ Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия

² Новолипецкий металлургический комбинат, Липецк, Россия

³ Лаборатория «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева», Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

Аннотация. Снижение себестоимости, веса современных изделий из металла с одновременным повышением их надежности и безопасности требует от металлургов поиска альтернативных решений при выборе технологии производства стали, отвечающих современным экологическим требованиям и политике безопасности. Одним из эффективных методов решения данной задачи является процесс асимметричной прокатки. В статье представлено физическое моделирование технологии производства горячекатаной полосы с использованием как симметричного, так и асимметричного деформирования на лабораторном реверсивном стане дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков в лаборатории МГТУ им. Г.И. Носова «Механика градиентных наноматериалов имени А.П. Жилиева». Для изменения текстуры металла использовали разность скоростей рабочих валков. Представленные результаты анализа оптическим методом, текстурным анализом, EBSD-методом и сканирующим электронным микроскопом свидетельствуют о возможности получения ультрамелкозернистой структуры низкоуглеродистой стали. Определено, что углеродосодержащая фаза после закалки в исходном состоянии, прокатки симметричным способом с суммарным обжатием 60%, асимметричным способом с суммарными обжатием 50% представляет собой бейнит с участками МА-фазы по границам или в участках размером менее 5-10 мкм. В образцах после реверсивной прокатки наряду с закалочными структурами (МА-фаза и бейнит) выявлены участки перлита. Увеличение суммарного обжатия приводит к измельчению структуры, а его повышение до 80% приводит к протеканию полной рекристаллизации и превращению углеродосодержащей фазы в карбидные (цементитные) строчки, располагающиеся по границам ферритных зерен. Размер рекристаллизованных зерен в среднем составляет 5 и 8 мкм по среднезвешенному значению.

Ключевые слова: горячая прокатка, физическое моделирование, асимметрия, стан, текстура, закалка, электро-техническая сталь, скорость, фазы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30015.

Авторы статьи выражают благодарность сотрудникам лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» Песину А.М., Пустовойтову Д.О., Носову Л.В. и Грачеву Д.В. за консультации, а также техническую помощь в организации и проведении научных экспериментов.

© Горбунов К.С., Щеренкова И.С., Орехова Ю.Н., Мазур И.П., 2023

Для цитирования

Исследование структуры низкоуглеродистой стали после физического моделирования асимметричного процесса при горячей прокатке / Горбунов К.С., Щеренкова И.С., Орехова Ю.Н., Мазур И.П. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2023. Т. 21. №2. С. 54-66. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2023-21-2-54-66>



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

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE OF LOW-CARBON STEEL AFTER PHYSICAL MODELING OF AN ASYMMETRIC PROCESS DURING HOT ROLLING

Gorbunov K.S.¹, Shcherenkova I.S.², Orekhova Yu.N.², Mazur I.P.^{1,3}

¹ Lipetsk State Technical University, Lipetsk, Russia

² Novolipetsk Steel, Lipetsk, Russia

³ Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia

Abstract. Reduction of cost and weight, while increasing reliability and safety of currently manufactured steel products, requires metallurgists to seek for alternative solutions, when choosing steelmaking technology meeting the applicable environmental requirements and safety policy. One of the efficient methods for solving this problem is an asymmetric rolling process. The paper presents a physical modeling of a manufacturing process of hot rolled strips, using both symmetric and asymmetric forming on the laboratory reversing two-high rolling mill with individually driven work rolls at the Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials of Nosov Magnitogorsk State Technical University. To change the texture of steel, we applied mismatching velocities of work rolls. The presented results of the optical analysis, EBSD and SEM analysis show that it is possible to form an ultrafine-grained structure of low-carbon steel. It was determined that a carbon-containing phase after hardening in an original state, symmetric rolling with a total reduction of 60%, asymmetric rolling with a total reduction of 50% was bainite, containing areas of a martensite-austenite phase (MA) phase along boundaries, or in areas, 5-10 μm or less in size. The specimens after reversing rolling showed hardened structures (MA-phase and bainite), as well as pearlite areas. Increased total reduction results in a structure refinement; an increase to 80% entails complete recrystallization and transformation of a carbon-containing phase into carbide (cementite) lines along boundaries of ferrite grains. The size of recrystallized grains is 5 μm on average and 8 μm on weighted average.

Keywords: hot rolling, physical modeling, asymmetry, mill, texture, hardening, electrical steel, speed, phases

The research was funded by the grant of the Russian Science Foundation, No. 23-79-30015.

The authors of the paper thank the research staff of the Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials: Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Nosov L.V., and Grachev D.V., for their consultations and technical support in organizing and conducting the research experiments.

For citation

Gorbunov K.S., Shcherenkova I.S., Orekhova Yu.N., Mazur I.P. Investigation of the Structure of Low-Carbon Steel after Physical Modeling of an Asymmetric Process During Hot Rolling. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2023, vol. 21, no. 2, pp. 54-66. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2023-21-2-54-66>

Введение

Снижение себестоимости, веса и одновременное повышение надежности, безопасности современного изделия из металла требует от металлургов поиска альтернативных решений при выборе технологии производства стали, отвечающих современным экологическим требованиям и политике безопасности. Одним из эффективных методов решения данной задачи является процесс асимметричной прокатки [1-3]. Асимметричная прокатка – одна из перспективных технологий, обладающая большим потенциалом и эффективностью для производства листов с ультрамелкозернистой структурой [4-8].

Материалы и методы исследования

Особую популярность набирают низкоуглеродистые стали, сочетающие в себе достаточную пластичность, высокую прочность, легкость, что, в свою очередь, позволяет эффективно их применять

для изготовления отдельных деталей методом холодной штамповки. Однако стоит учесть, что для современного промышленного оборудования необходимо изготовить более сотни отдельных частей, а затем соединить их в единую конструкцию [9-13].

Целью данной работы является исследование влияния асимметричного процесса на структуру низкоуглеродистых сталей при горячей прокатке.

Экспериментальные исследования были выполнены на лабораторном реверсивном стане дуо листового прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков в научно-исследовательской лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» в МГТУ им. Г.И. Носова (рис. 1).

Образцы из исследуемых сталей нагревались в печи до температуры 1000°C с последующей прокаткой и подвергались закалке для фиксации структуры после прокатки. План экспериментальных прокаток представлен в табл. 1.

Структуру и текстуру образцов исследовали на оборудовании, представленном в табл. 2.



Рис. 1. Реверсивный стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков
 Fig. 1. Reversing two-high rolling mill with individually driven work rolls

Таблица 1. План эксперимента
 Table 1. Plan of the experiment

Номер образца	V, об/мин	ϵ , %	Примечание
1	–	–	Закалка (исходная структура)
2	10:10	30/30	Симметрия (контрольная структура)
3	5:10	50	Асимметрия (изгиб полосы вверх)
4	2:10	30/30	Асимметрия в два прохода (первый проход изгиб вниз, второй проход изгиб полосы вверх)
5	2:10	80	Асимметрия (изгиб полосы вверх)

Таблица 2. Оборудование и методы исследования
 Table 2. Equipment and research methods

Тип оборудования	Модель	Метод и условия проведения
Сканирующий электронный микроскоп	Scios II EBSD BRUKER eFlash	Снятие карт EBSD Анализ данных с помощью программы AZtecCrystal
Сканирующий электронный микроскоп	Tescan MIRA 3	Исследование углеродосодержащей фазы
Оптический инвертированный металлографический микроскоп	Leica	Исследование микроструктуры, составление панорамных снимков

Полученные результаты и их обсуждение

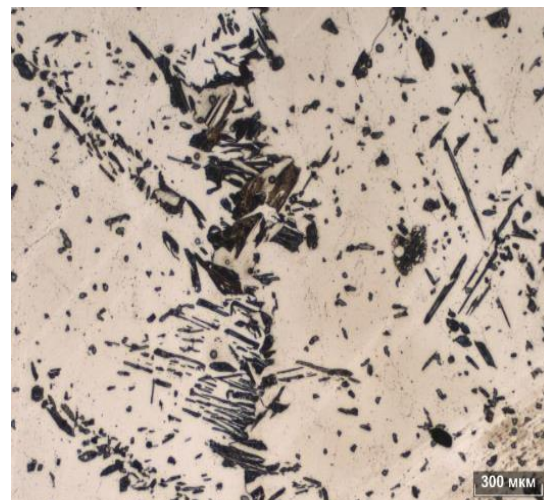
Образец №1 был закален с температуры 1000°C в воде, и после закалки его структура имеет крупнозернистое строение с размером зерна 2-10 мм с вкраплениями углеродосодержащей фазы игольчатого вида по границам и внутри зерен (рис. 2).

Исследование углеродосодержащей фазы с

применением сканирующей электронной микроскопии показало, что она представляет собой участки бейнита и МА-фазы. При этом следует отметить, что участки углеродосодержащей фазы размером более 10-20 мкм имеют бейнитное строение, а участки с МА-фазой расположены по границам бейнитных зерен или представляют собой отдельные зерна размером не более 5 мкм (рис. 3).



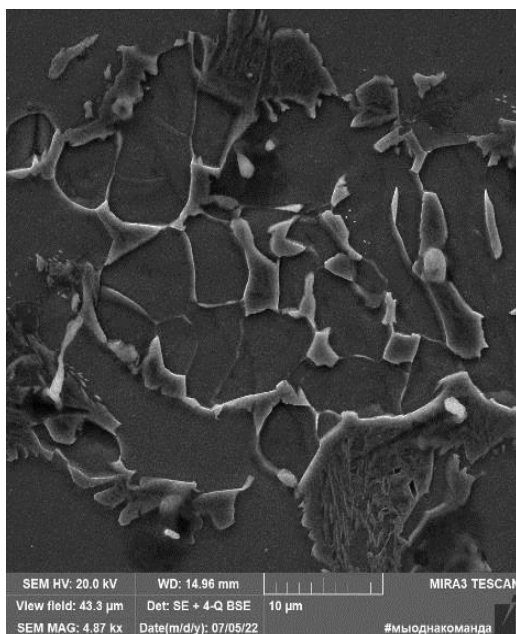
×50



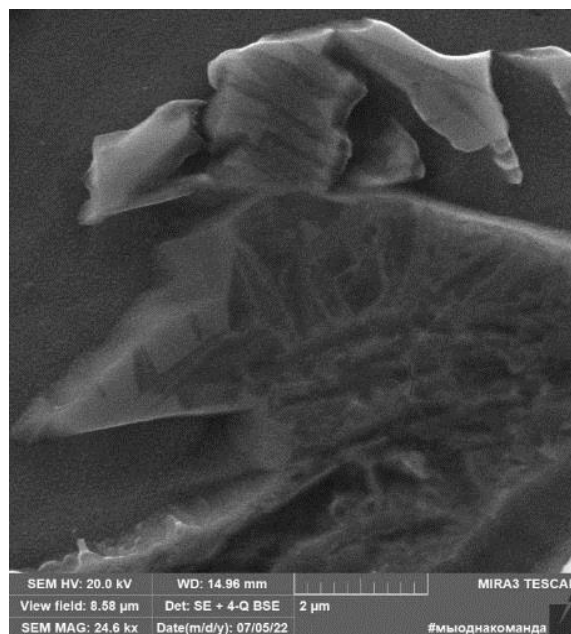
×200

Рис. 2. Структура исходного образца (оптическая микроскопия)

Fig. 2. Structure of the initial sample (optical microscopy)



×4870



×24600

Рис. 3. Структура углеродосодержащей фазы (растровая микроскопия)

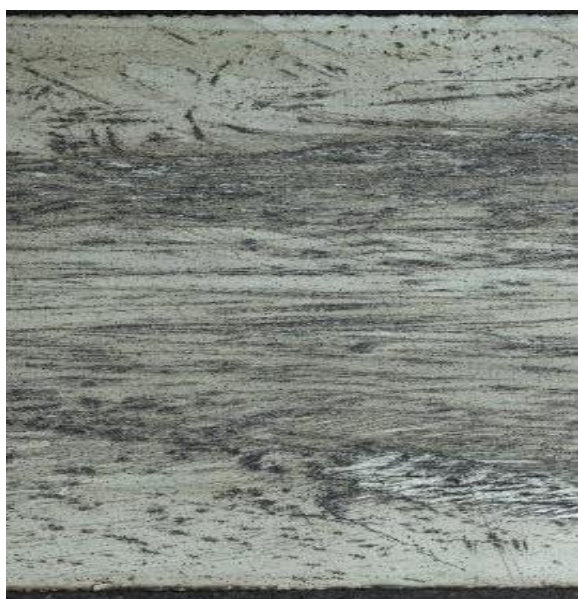
Fig. 3. Structure of the carbon-containing phase (scanning microscopy)

Необходимо отметить равномерное распределение структурных компонентов в малоразмерных областях в виде МА-фазы за счёт бездиффузионного превращения, что при тех же температурно-временных условиях в больших областях может привести только к формированию подобных структурных компонентов по границам крупной области (более 10 мкм), а в центральной его части уже выявляются структуры бейнитного характера, вероятно полученные по смешанному типу превращения.

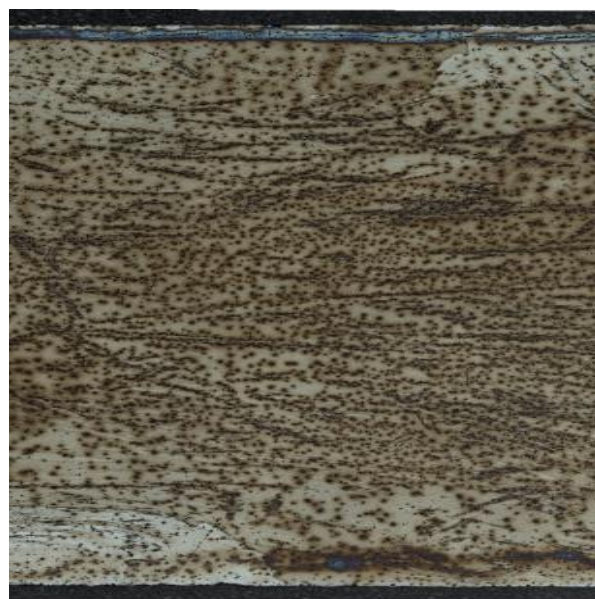
В образце №2 после прокатки симметричным способом в два прохода и последующей заковки наблюдается не полностью рекристалли-

зованная структура (рис. 4).

Структура поверхностного слоя представляет собой крупное ферритное зерно с вкраплениями углеродосодержащей фазы внутри тела зерна. Глубина распространения подобных структур составляет $\frac{1}{4}$ от общей толщины образца. Сердцевина образца представляет собой нерекристаллизованную структуру, сохранившуюся после деформационных процессов прокатки. Углеродосодержащая фаза ориентирована по направлению прокатки. Отмечаются очаги начала первичной рекристаллизации, располагающиеся вокруг участков второй фазы (рис. 5).



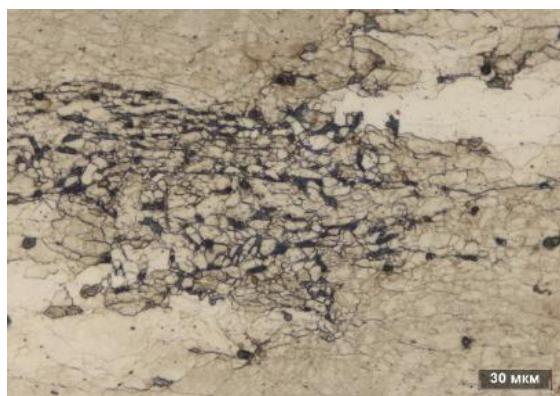
×50



×50

Рис. 4. Структура образца №2 (оптическая микроскопия)

Fig. 4. Structure of sample 2 (optical microscopy)



×500



×200

Рис. 5. Очаги рекристаллизации в образце №2 (оптическая микроскопия)

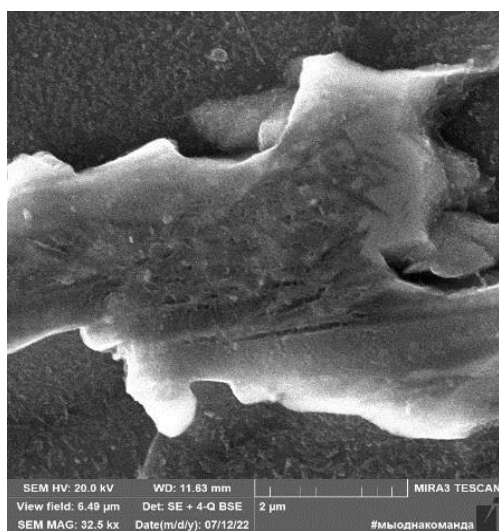
Fig. 5. Recrystallization nuclei in sample 2 (optical microscopy)

Данное явление объясняется более дефектным состоянием металла вблизи участков углеродосодержащей фазы, следовательно, металл в данных областях имеет более напряженное состояние и большее количество внутренней энергии, накопленной при деформации. Это способствует началу процесса первичной рекристаллизации в температурных условиях, создающихся при прокатке. Кроме того, повышению температуры в данных областях содействует повышенное внутреннее трение металла при деформации. Данные дефектные области являются энергетически выгодными центрами зародышей для рекристаллизационных процессов.

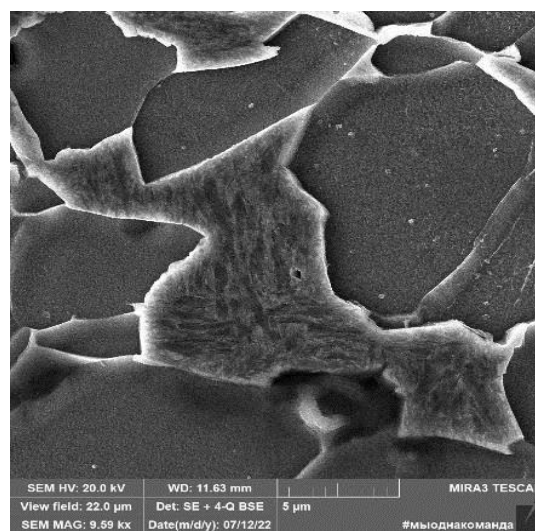
Остальной металл имеет текстурированную субструктуру, возникшую в результате деформационных процессов, не подвергшуюся рекристаллизации из-за недостатка дополнительной внутренней энергии от нагрева, необходимой для начала перекристаллизации.

При исследовании структуры углеродосодержащей фазы с помощью растровой электронной микроскопии установлено, что она представляет собой зерна бейнита в участках более 10-20 мкм или МА-фазы в участках менее 5 мкм, также МА-фаза может располагаться по границам бейнитных зерен (рис. 6). Механизм формирования структурных компонентов аналогичен ранее рассмотренному на исходном образце.

Образец №3 был подвергнут асимметричной прокатке с суммарным обжатием 50%. Исследование структуры на оптическом инвентированном микроскопе показывает распределение цепочек зерен углеродосодержащей фазы в центральной зоне образца. Ширина зоны концентрации второй фазы составляет $\frac{1}{3}$ от общей толщины проката, отдельные перьевидные участки второй фазы наблюдаются в поверхностных слоях, которые представляют собой крупные зерна феррита (рис. 7).



×32500



×24600

Рис. 6. Строение углеродосодержащей фазы в образце №2 (растровая микроскопия)
Fig. 6. Structure of the carbon-containing phase in sample 2 (scanning microscopy)



×50

Рис. 7. Общий вид сечения проката образца №3 (оптическая микроскопия)
Fig. 7. General view of the section of rolled sample 3 (optical microscopy)

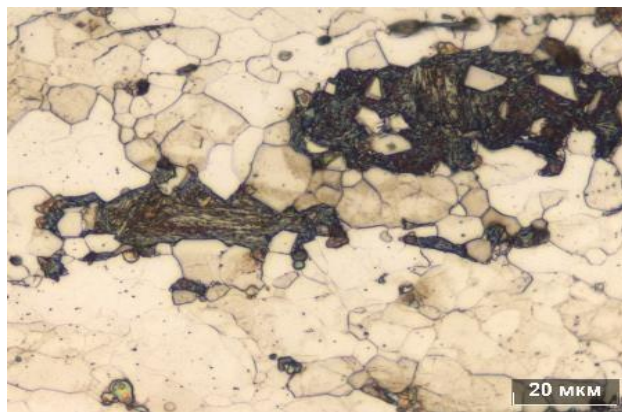
Структура образца №3 аналогична образцу №2, не рекристаллизована полностью, очаги рекристаллизации наблюдаются рядом с участками второй фазы, остальные области представляют собой деформированные крупные ферритные зерна с субструктурой, возникшей в результате деформационных процессов кристаллической

решетки металла и одиночными включениями углеродосодержащей фазы (рис. 8).

Механизм формирования структуры и распределения структурных составляющих в образце аналогичен механизмам в образцах, описанных выше. Структура углеродосодержащей фазы также аналогична образцу №2 и представляет собой бейнит и МА-фазу (рис. 9).



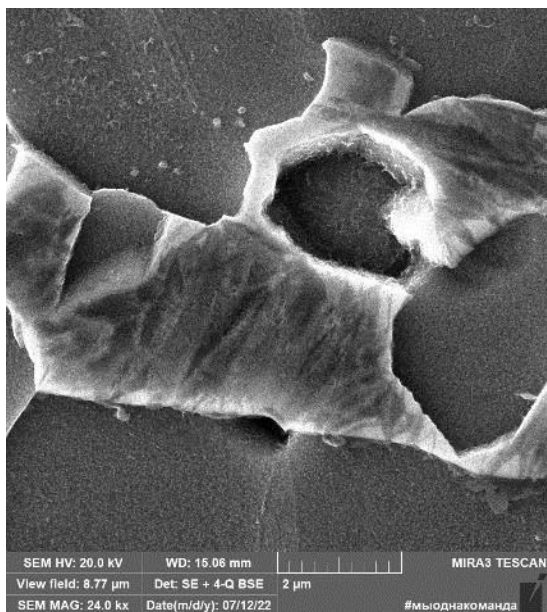
×200



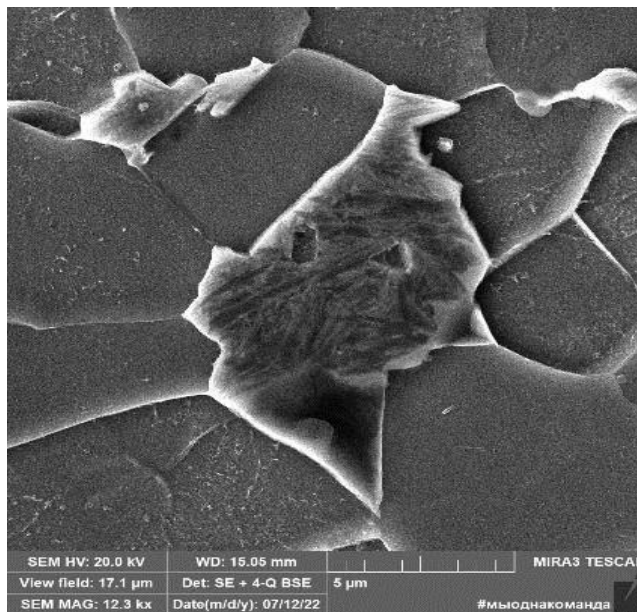
×1000

Рис. 8. Структура сердцевины образца №3 (оптическая микроскопия)

Fig. 8. A core structure of sample 3 (optical microscopy)



×24000



×12300

Рис. 9. Структура углеродосодержащей фазы образца №3 (растровая микроскопия)

Fig. 9. Structure of the carbon-containing phase of sample 3 (scanning microscopy)

Образец №4 прокатан на стане асимметричным способом, реверсивным методом с суммарным обжатием 60%. Концентрация цепочек углеродосодержащей фазы смещена относительно центральной оси образца к одной стороне (поверхности полосы относительно её оси) и занимает расстояние от $\frac{1}{2}$ до $\frac{1}{3}$ части глубины образца. В остальных частях образца по сечению наблюдается присутствие отдельных перьевидных островков второй фазы (**рис. 10**).

Данный образец имеет более волокнистое строение по сравнению с описанными выше

образцами №1-3 (**рис. 11**), что свидетельствует о более высокой степени деформации, но при этом рекристаллизация также не прошла полностью. Аналогично предыдущим образцам, концентрация рекристаллизованных зёрен приходится на области возле участков углеродосодержащей фазы. При этом наблюдается тенденция к измельчению участков второй фазы, диаметры которой не превышают 10 мкм. Это объясняется интенсификацией процессов деформации и большим измельчением зерна в процессе прокатки.

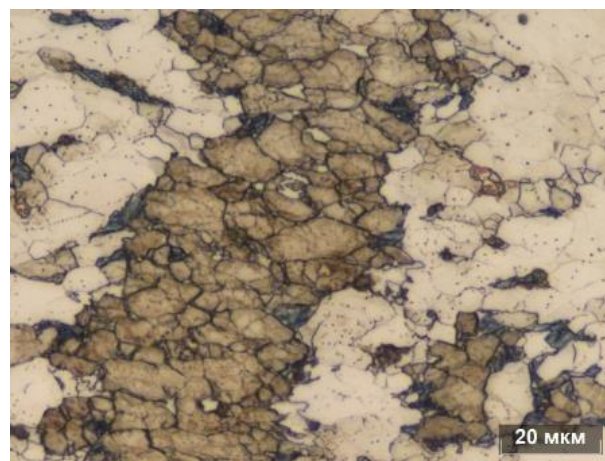


×50

Рис. 10. Общий вид сечения проката образца №4 (оптическая микроскопия)
Fig. 10. General view of the section of rolled sample 4 (optical microscopy)



×200

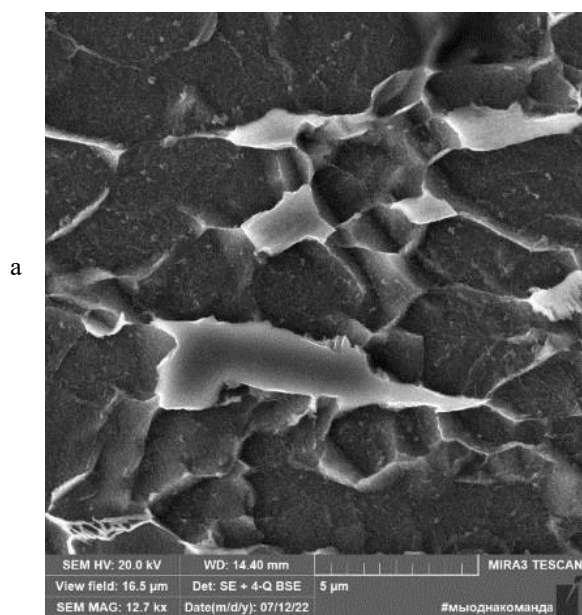


×1000

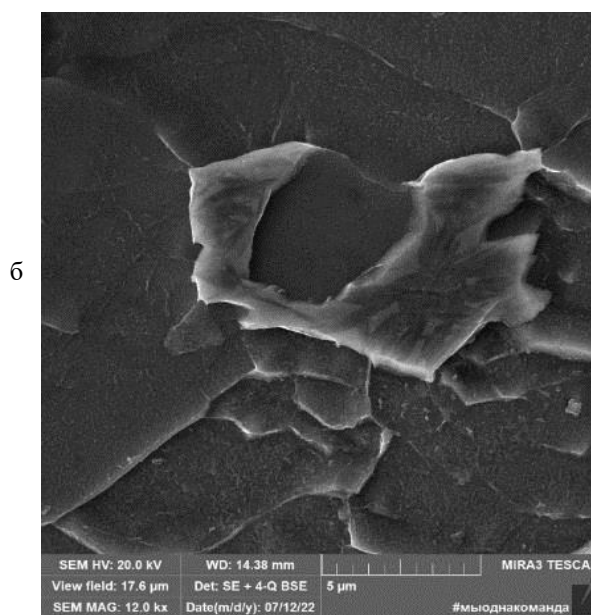
Рис. 11. Структура образца №4 (оптическая микроскопия)
Fig. 11. Structure of sample 4 (optical microscopy)

Остальные области представляют собой вытянутые зерна феррита с признаками деформирования (субструктура, возникшая в результате деформационных процессов).

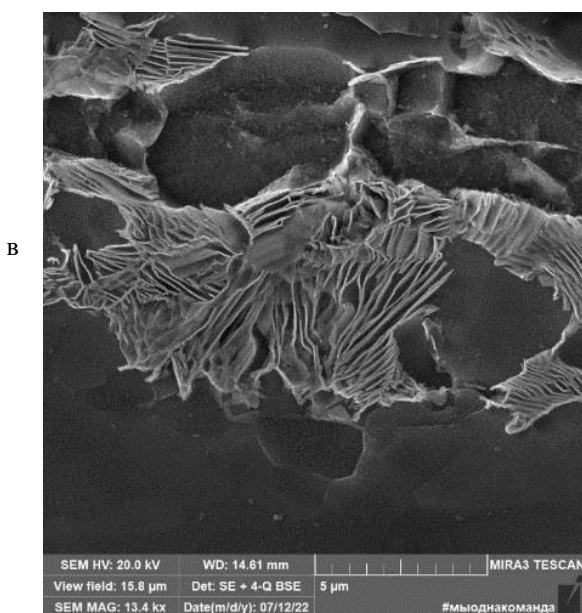
Исследование типа углеродосодержащей фазы показало, что она представляет собой одновременно участки бейнита, МА-фазы и перлита (рис. 12).



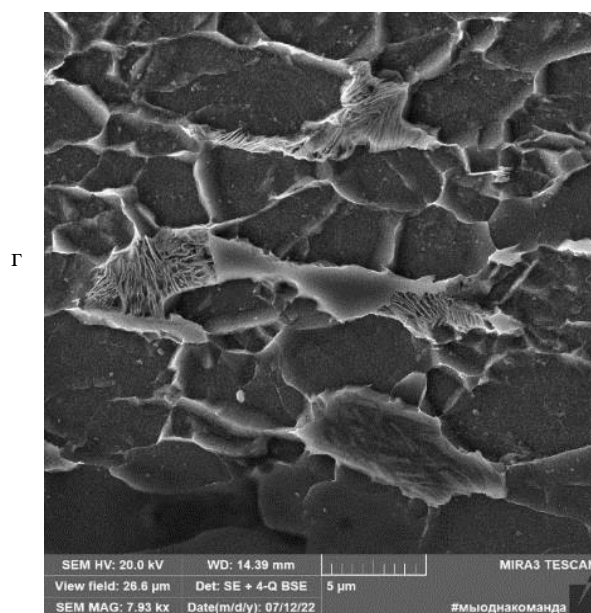
×12700



×12000



×13400



×7930

Рис. 12. Структура углеродосодержащей фазы образца №4 (растровая микроскопия): а – МА-фаза; б – бейнит; в – перлит; г – совмещение нескольких типов углеродосодержащей фазы

Fig. 12. Structure of the carbon-containing phase of sample No. 4 (scanning microscopy): а is MA-phase; б is bainite; в is pearlite; г is a combination of several types of the carbon-containing phase

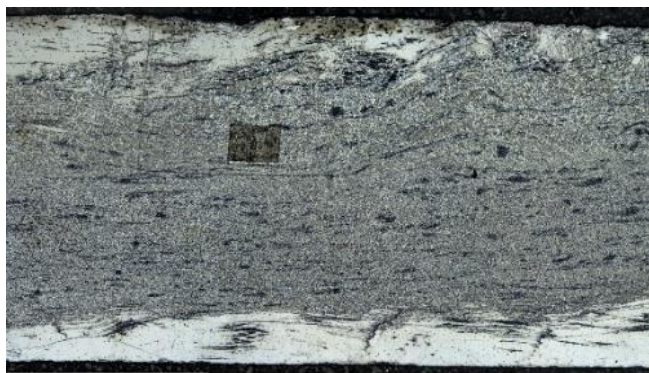
Наличие в структуре перлитных участков, образующихся по диффузионному механизму, наряду с бейнитной и МА-фазой свидетельствует об отличающихся первичных условиях в сравнении с ранее рассмотренными пробами. Это, вероятно, связано с такими факторами, как недостаточная температура перед закалкой – ниже температуры мартенситного превращения (температурные потери при увеличенном процессе прокатки, множественные проходы и перевороты заготовки), так и потери скоростных закалочных процессов за счет иных факторов (локальные содержания элементов, сдвигающие критический уровень начала мартенситного превращения, неравномерность микронапряжений, изменяющие локальные условия за счет искажения кристаллической решетки).

Образец №5 был прокатан асимметричным способом с суммарным обжатием 80%. Его центр состоит из полностью рекристаллизованной структуры, представляющей собой феррит, поверхность образца – вытянутые крупные ферритные зерна с участками углеродосодержащей фазы внутри зерна и очагами рекристаллизации вокруг них (**рис. 13**). Данное состояние образца говорит о том, что повышение температуры, вызванное внутренним трением решетки при искажении образца с заданным обжатием,

достаточно для протекания процесса рекристаллизации, причем процесс прошел в центральной части полосы.

Исследование структуры углеродосодержащей фазы с помощью растрового электронного микроскопа показало, что вся карбидная составляющая представляет собой цепочки карбидных (цементитных) включений, расположенных по границам рекристаллизованных ферритных зерен, сформированных в процессе динамической рекристаллизации. Данное состояние второй фазы объясняется интенсивным протеканием деформационно-рекристаллизационных процессов и связанным с этим измельчением зерна таким образом, что полноценные зерна второй фазы не успевают сформироваться и выделяются в виде карбидных строчек по границам и в направлении прокатки. Имеются редкие перлитные зерна, не превышающие в диаметре 1-2 мкм (**рис. 14**).

Так как структура образца рекристаллизована, было проведено исследование ее текстурных составляющих методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD анализ). Установлено, что средний размер зерна в образце составляет 5,5 или 8,1 мкм по средневзвешенному (**рис. 15**). При этом количество зерен с текстурой Госсса составляет 0,04%, а γ -волокна – 6,99% (угол разориентировки 7° в обоих случаях).



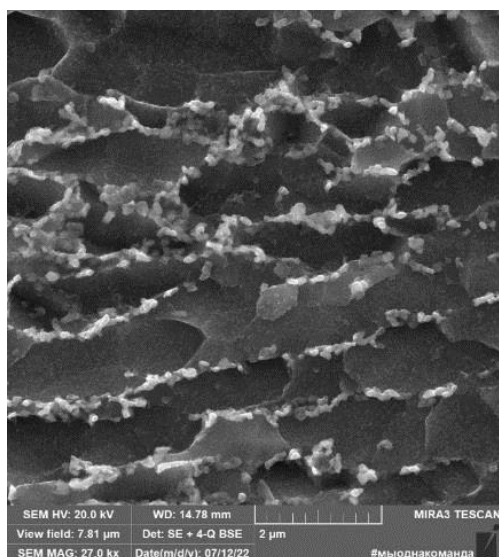
×50



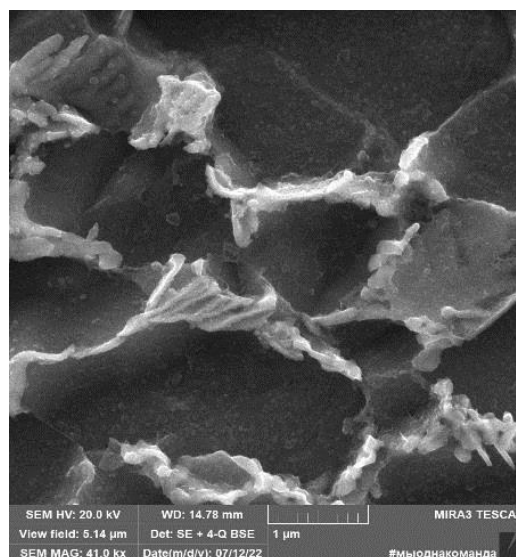
×200

Рис. 13. Структура сечения образца №5 (оптическая микроскопия)

Fig. 13. A cross-section structure of sample 5 (optical microscopy)

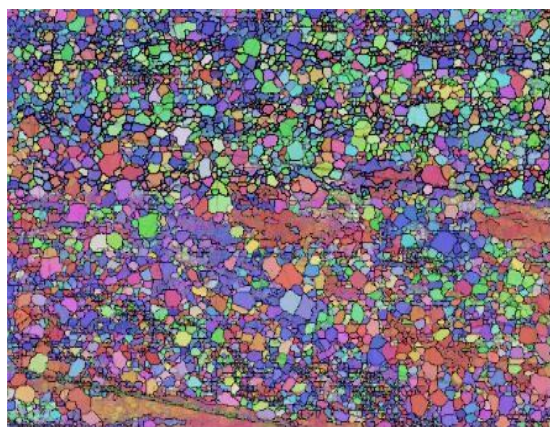


×27000

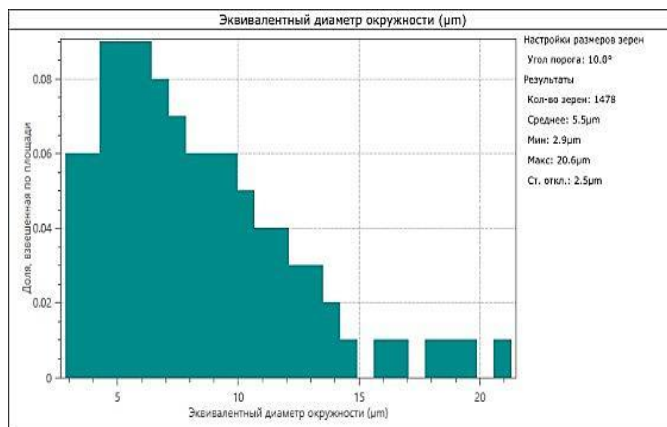


×41000

Рис. 14. Структура образца №5 (растровая микроскопия)
Fig. 14. Structure of sample 5 (scanning microscopy)



а



б

Рис. 15. Результаты исследования образца №5 методом EBSD: а – зеренная структура в цветах треугольника; б – распределение зерен по размерам
Fig. 15. Results of the study on sample 5 by the EBSD method: a is a grain structure in triangle colors; б is a grain size distribution

Заключение

Таким образом, структура исследованных образцов после асимметричной и симметричной прокаток не полностью рекристаллизована. Выявлены только очаги рекристаллизации непосредственно вблизи участков, содержащих углеродосодержащую фазу. Определено, что углеродосодержащая фаза после закалки в исходном состоянии, прокатки симметричным способом с суммарным обжатием 60%, асимметричным способом с суммарными обжатием 50% представляет собой бейнит с участками МА-фазы по границам или в участках размером менее 5-10 мкм. В образцах

после реверсивной прокатки наряду с закалочными структурами (МА-фаза и бейнит) выявлены участки перлита. Увеличение суммарного обжатия приводит к измельчению структуры (образцы №3, 4), а его повышение до 80% (образец №5) приводит к протеканию полной рекристаллизации и превращению углеродосодержащей фазы в карбидные (цементитные) строчки, располагающиеся по границам ферритных зерен. Установлено, что присутствие текстуры Госса в рекристаллизованном образце составляет 0,04% и его возникновение носит случайно статистический характер. Размер рекристаллизованных зерен в среднем составляет 5 и 8 мкм по средневзвешенному значению.

Список источников

1. Казаджан Л.Б. Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов / под ред. В.Д. Дурнева. М.: Наука и технологии, 2000. 223 с.
2. Моделирование влияния температуры на сопротивление пластической деформации электротехнических сталей при горячей прокатке / Сафронов А.А., Бельский С.М., Черный В.А., Мазур И.П. // Физический журнал: Серия конференций. 2018. Т. 1134. №1. С. 012050. DOI: 10.1088/1742-6596/1134/1/012050 (на английском языке)
3. Пузанов М.П. Исследование напряженно-деформированного состояния процесса листовой прокатки трансформаторной стали с учетом анизотропии свойств [Issledovanie napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya processa listovoj prokatki transformatornoj stalis ucheto anizotropii svoystv]. дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2019. 134 с.
4. Песин А.М., Салганик В.М. Асимметричная тонколистовая прокатка: развитие теории, технологии и новые решения: учеб. пособие для вузов. М.: МИСиС, 1997. 191 с.: ил. ISBN 5-87623-040-5.
5. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Свердлик М.К. Развитие теории и технологии процесса асимметричной тонколистовой прокатки как метода интенсивной пластической деформации: монография. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2017. 151 с.
6. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Свердлик М.К. Моделирование температурных полей в зоне деформации при асимметричной прокатке алюминиевых сплавов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №1. С. 71-78.
7. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Вафин Р.К. Моделирование температурных полей в очаге деформации при асимметричной прокатке алюминиевых сплавов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №4. С. 75-81.
8. Влияние малых микроскопических канавок рабочих валков на градиент деформации, индуцируемый в металлических листах при симметричной и асимметричной прокатке / Д.О. Пустовойтов, А.М. Песин, Н.М. Локотунина, А.Е. Кожемякина // 28-я международная конференция по металлургии и материаловедению «Производство металла». 2019. Т. 1. С. 265-270.
9. Олссон К., Сперле Дж. Новые усовершенствованные сверхвысокопрочные стали для автомобильной промышленности // Автомобильные технологии. 2006. №6(5). С. 46-49.
10. Дэвис Г. Материалы для автомобильных кузовов. Оксфорд: Линакр Хаус, Джордан Хилл, 2003. 368 с.
11. Левыкина А.Г., Соловьев В.Н., Мазур И.П. Оценка возможности получения горячекатаной полосы из двухфазной стали на существующем отводящем роликанге широкополосного стана горячей прокатки // Черные металлы. 2020. №8. С. 10-14.
12. Исследование теплового состояния металла при производстве горячекатаных полос в программе «Deform 3D» / Левыкина А.Г., Чабоненко А.А., Шкатов В.В., Мазур И.П. // IOP Conf. Физический журнал: Серия конференций. 2018. Т. 1134. №1. С. 012034. (на английском языке)

References

1. Kazadzhhan L.B. *Magnitnye svoystva elektrotekhnicheskikh staley i splavov* [Magnetic properties of electrical steels and alloys]. Moscow: Science and Technology, 2000, 223 p. (In Russ.)
2. Safronov A.A., Belsky S.M., Cherny V.A., Mazur I.P. Modeling of temperature influence on resistance of electrical steels to plastic deformation during hot rolling. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1134(1). Article No. 012050. DOI: 10.1088/1742-6596/1134/1/012050
3. Puzanov M.P. *Issledovanie napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya protsessa listovoy prokatki transformatornoy stali s ucheto anizotropii svoystv: dis. ...kand. tekhn.nauk* [Study on the stress and strain state of the process of sheet rolling of transformer steel factoring into anisotropy of properties: PhD (Eng.) thesis]. Yekaterinburg, 2019. 134 p.
4. Pesin A.M. Salganik V.M. *Asimmetrichnaya tonkolistovaya prokatka: razvitie teorii, tekhnologii i novye resheniya: ucheb. posobie dlya vuzov* [Asymmetric rolling: development of theory, technology and new solutions: Study guide for universities]. Moscow: Moscow Institute of Steel and Alloys, 1997, 191 p. (In Russ.)
5. Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Sverdlik M.K. *Razvitie teorii i tekhnologii protsessa asimmetrichnoy tonkolistovoy prokatki kak metoda intensivnoy plasticheskoy deformatsii: monografiya* [Development of theory and technology of the asymmetric rolling process as a method of severe plastic deformation: Monograph]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2017, 151 p. (In Russ.)
6. Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Sverdlik M.K. Modeling of temperature fields in the deformation zone during asymmetric rolling of aluminum alloys. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2014;(1):71-78. (In Russ.)
7. Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Vafin R.K. Modeling of temperature fields in the deformation region during asymmetric rolling of aluminum alloys. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2015;(4):75-81. (In Russ.)
8. Pustovoytov D.O., Pesin A.M., Lokotunina N.M., Kozhemyakina A.E. Influence of small microscopic grooves of work rolls on the deformation gradient induced in metal sheets during symmetric and asymmetric rolling. *28-ya mezhduнародnaya konferentsiya po metallurgii i materialovedeniyu "Proizvodstvo metalla"*

- [The 28th International Conference on Metallurgy and Materials Science. Metal Production]. 2019, vol. 1, pp. 265-270. (In Russ.)
9. Olsson K., Sperle J. New advanced ultra-high strength steels for the automotive industry. *AutoTechnology*. 2006;6(5):46-49.
10. Davies G. *Materials for automobile bodies*. Oxford: Linacre House, Jordan Hill, 2003, 368 p.
11. Levykina A.G., Soloviev V.N., Mazur I.P. Assessment of the possibility of producing hot rolled strips from dual-phase steel on the existing discharge rolling table of the hot strip mill. *Chernye metally* [Ferrous Metals]. 2020;(8):10-14. (In Russ.)
12. Levykina A.G., Chabanenko A.A., Shkatov V.V., Mazur I.P. The study on the thermal state of steel in the production of hot rolled strips in Deform 3D. *IOP Conf. Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1134(1). Article No. 012034.

Поступила 08.06.2023; принята к публикации 21.06.2023; опубликована 27.06.2023
Submitted 08/06/2023; revised 21/06/2023; published 27/06/2023

Горбунов Кирилл Сергеевич – аспирант,
Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия.
Email: beluivolk96@mail.ru. ORCID 0000-0002-5965-766X

Щеренкова Ирина Сергеевна – кандидат технических наук, старший инженер,
дирекция по исследованиям и разработкам новых продуктов,
Новолипецкий металлургический комбинат, Липецк, Россия.
Email: scherenkova_is@nlmk.com.

Орехова Юлия Николаевна – начальник отдела по микроскопии и металлографии,
дирекция по исследованиям и разработкам новых продуктов,
Новолипецкий металлургический комбинат, Липецк, Россия.
Email: orehova_yn@nlmk.com.

Мазур Игорь Петрович – доктор технических наук, профессор,
Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия.
Лаборатория «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева»,
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.
Email: mazur@stu.lipetsk.ru. ORCID 0000-0002-1492-1500

Kirill S. Gorbunov – postgraduate student,
Lipetsk State Technical University, Lipetsk, Russia.
Email: beluivolk96@mail.ru. ORCID 0000-0002-5965-766X

Irina S. Shcherenkova – PhD (Eng.), Senior Engineer, Directorate for R&D of New Products,
Novolipetsk Steel, Lipetsk, Russia.
Email: scherenkova_is@nlmk.com.

Yuliya N. Orekhova – Head of the Microscopy and Metallography Department,
Directorate for R&D of New Products, Novolipetsk Steel, Lipetsk, Russia.
Email: orehova_yn@nlmk.com.

Igor P. Mazur – DrSc (Eng.), Professor, Lipetsk State Technical University, Lipetsk, Russia.
Zhilyaev Laboratory of Mechanics of Gradient Nanomaterials,
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.
Email: mazur@stu.lipetsk.ru. ORCID 0000-0002-1492-1500