



Научная статья

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

УДК 620

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2024.03.022



УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИН ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ НАКЛАДКИ ГРЕЙДЕРНОГО НОЖА ИЗ СТАЛИ 110Г13Х2БРЛ

Нгуен Ши Хай¹, Михаил Алексеевич Гурьев²,
Сергей Геннадьевич Иванов³, Алексей Михайлович Гурьев⁴

^{1,2,3,4} Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия

^{2,3,4} Уханьский текстильный университет, Ухань, КНР

² Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd. КНР

² gurievma@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7570-8877>

³ serg225582@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5965-0249>

⁴ gurievam@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>

Аннотация. Высокомарганцовистая аустенитная сталь Гадфильда изготавливается из железа с содержанием углерода 1,0 – 1,4 масс.% и марганца – 10–14 масс.% (обычно с соотношением С:Мп = 1:10). В работе представлены результаты анализа стали 110Г13Х2БРЛ (материала накладки ножа грейдерного), позволяющие понять влияние металлургического качества на фазовую структуру стали и ее механические свойства. В ходе исследований, в частности установлено, что химический состав стали в исследованной отливке «накладка ножа грейдерного» не соответствует требованиям ГОСТ 977 88; сталь имеет недопустимую ликвацию основных компонентов сплава (кремний и марганец) по сечению отливки, одной из причин которой является во-первых, неправильная литниковая система, которая должна была обеспечить ламинарный поток металла в форму, а не турбулентный, а во-вторых, неправильный выбор технологических параметров гомогенизирующего отжига либо его отсутствие в принципе. Помимо вышеперечисленных, также вероятно, что шлак в ковше не убирался (либо применялся ковш, отличающийся от ковшей чайникового или стопорного типов, которые и должны были применяться при разливе таких сталей), а также, наиболее вероятно, что отсутствовала прибыльная часть литниковой системы, которая должна была подпитывать отливку. Что в свою очередь, проявилось в наличии таких дефектов, как усадочные поры. На этой основе можно выбрать соответствующие технологические операции для устранения дефектов микроструктуры литейной стали 110Г13Х2БРЛ.

Ключевые слова: аустенитная сталь, микроструктура, твердость, отливки, закалка стали.

Для цитирования: Нгуен Ши Хай, Гурьев М. А., Иванов С. Г., Гурьев А. М. Установление причин преждевременного выхода из строя накладки грейдерного ножа из стали 110Г13Х2БРЛ // Ползуновский вестник. 2024. № 3. С. 147 – 152. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2024.03.022, EDN: <https://elibrary.ru/PHTEQI>.

Original article

ESTABLISHING REASONS FOR PREMATURE WITHDRAWAL OF THE GRADER KNIFE MADE OF 110G13X2BRL STEEL IS OUT OF ORDER

Nguyen Shi Hai¹, Mikhail A. Guryev², Sergey G. Ivanov³, Alexey M. Guryev⁴

^{1,2,3,4} Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia

^{2,3,4} Wuhan Textile University, Wuhan, China

² Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd, China.

² gurievma@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7570-8877>

³ serg225582@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5965-0249>

© Нгуен Ши Хай, Гурьев М. А., Иванов С. Г., Гурьев А. М., 2024

⁴ gurievam@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>

Abstract. *Gadfield's high-manganese austenitic steel is made of iron with a carbon content of 1.0 – 1.4 wt.% and manganese – 10-14 wt.% (usually with a ratio of: Mn = 1:10). The paper presents the results of the analysis of 110G13X2BRL steel (grader knife lining material), which allow us to understand the influence of metallurgical quality on the phase structure of steel and its mechanical properties. In the course of research, in particular, it was established that the chemical composition of the steel in the studied casting "grader knife plate" does not meet the requirements of GOST 977 88; steel has an unacceptable liquation of the main components of the alloy (silicon and manganese) along the casting section, one of the reasons for which is, firstly, an incorrect gate system, which should have provided a laminar flow of metal into the mold, rather than a turbulent one, and secondly, an incorrect choice of technological parameters of homogenizing annealing or its absence in principle. In addition to the above, it is also likely that the slag in the bucket was not removed (or a bucket was used that was different from the kettle or lock type buckets, which were supposed to be used when casting such steels), and also, most likely, that the original part of the gating system was missing, which was supposed to feed the casting. This, in turn, manifested itself in the presence of defects such as shrinkage pores. On this basis, it is possible to select the appropriate technological operations to eliminate defects in the microstructure of cast steel 110G13X2BRL.*

Keywords: *austenitic steel, microstructure, hardness, castings, steel hardening.*

For citation: Nguyen, Shi Hai, Guryev, M. A., Ivanov, S. G. & Guryev, A.M. (2024). Establishing reasons for premature withdrawal of the grader knife made of 110G13X2BRL steel is out of order. *Polzunovskiy vestnik.* (3), 147-152. (In Russ). doi: 10/25712/ASTU.2072-8921.2024.03.022. EDN: <https://elibrary.ru/PNTEQL>.

ВВЕДЕНИЕ

Проблема повышения ресурса работы рабочих органов горнодобывающей и дорожной техники, а также других деталей машин, подвергающихся интенсивному ударно-абразивному износу, является одной из приоритетных задач материаловедения. При этом возможно решение данной задачи как путем нанесения различных защитно-упрочняющих покрытий, например, методами напыления либо наплавки, химико-термической обработки и т.д. [1–7]. Однако, в случае износа или выхода нанесенного защитно-упрочняющего покрытия из строя, детали будут подвергаться катастрофическому износу. Одним из вариантов решения данной проблемы является применение высокомарганцовистых аустенитных сталей. Данные стали, благодаря способности к самоупрочнению при эксплуатации в режиме действия ударно-абразивных нагрузок, способны непрерывно обновлять упрочненный слой по мере его износа [8]. При этом крайне важно получение аустенитной структуры в готовой детали, для чего отливки подвергаются термической обработке, заключающейся в нагреве стали до температуры аустенизации (ориентировочно 1050–1150 °С) и последующей закалке в воде [9].

При производстве высокомарганцовистой аустенитной стали необходимо учитывать два основных аспекта: первый заключается в достижении правильного соотношения С:Мn = 1:10. Также для повышения абразивной стойкости стали возможно добавление дополнительных легирующих элементов, таких как хром, никель, молибден, ванадий, титан. Второй аспект предполагает реализацию соответствующего процесса термообработки для получения 100% аустенитной микроstructures, без перлитных либо мартенситных включений. Одним

из вариантов повышения износостойкости высокомарганцовистой аустенитной стали является ее легирование хромом, ниобием и бором: хром в этом случае создает мелкодисперсные карбиды, повышающие стойкость к абразивному износу, а ниобий и бор – повышают прочностные свойства аустенитной матрицы [10–16]. Сталь марки 110Г13Х2БРЛ применяется для изготовления продукции с высоким сопротивлением износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок.

При этом, помимо выбора правильной системы легирования и режима термической обработки, крайне важно также соблюдение технологического режима получения отливки: правильности системы питания отливки, температуры заливки и металлургических аспектов, таких как правильный выбор способа приготовления расплава (выбор плавильного агрегата и футеровки печи), а также технологических параметров, металлургической обработки расплава (модифицирование, раскисление и т.п.). В работе представлен анализ влияния металлургического качества высокомарганцовистой аустенитной стали 110Г13Х2БРЛ на ее микроstructure и свойства готовой детали, в качестве которой выступала накладка ножа грейдера.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образец вырезан из готовой отливки грейдера ножа, изготовленного из стали марки 110Г13Х2БРЛ, прошедшего все необходимые процедуры термической обработки и вышедшего из строя после 180 моточасов эксплуатации по причине катастрофического износа и частичного разрушения.

Анализ химического состава образца производился по сечению и поверхности образцов при помощи оптико-эмиссионного спектрометра

ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК № 3 2024

УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИН ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ НАКЛАДКИ ГРЕЙДЕРНОГО НОЖА ИЗ СТАЛИ 110Г13Х2БРЛ

G.N.R. Solaris CCD Plus.

Металлографические темплеты вырезались при помощи прецизионного отрезного металлографического станка «MICRACUT-201», вырезанные темплеты запрессовывались в бакелитовый компаунд на металлографическом прессе «METAPRESS-P». Шлифовку и полировку осуществляли на автоматическом шлифовально-полировальном станке «DIGIPREP» с применением алмазных шлифовальных кругов зернистостью 54, 30, 15, 6 мкм. Полировку осуществляли на сушках «MET-FOKS» и «MET-Mamba» при помощи алмазных монокристаллических суспензий зернистостью 3, 1, 0,5, 0,2 мкм. Суперфинишную полировку осуществляли кислой суспензией «MET-OPS» зернистостью 0,05 мкм.

Травление для определения структурно-фазового состояния осуществляли 4% раствором азотной кислоты в этиловом спирте, а также реактивом Бераха «10/3». Анализ структурно-фазового состояния и структурных составляющих осу-

Таблица 1 – Химический состав стали

Table 1 – Chemical composition of steel

Элемент	Содержание элементов, %		
	Поверхность образца	Сердцевина образца	110Г13Л по ГОСТ 977-88
C	1,266±0,28	1,147±0,078	0,90–1,50
Si	0,289±0,017	0,27±0,029	0,30–1,00
Mn	11,835±0,839	10,783±0,265	11,5–14,50
P	0,048±0,015	0,035±0,003	<0,12
S	0,03±0,006	0,027±0,004	<0,05
Cr	1,129±0,01	1,916±0,007	1,00–2,00
Ni	0,09±0,001	0,087±0,002	<0,50
B	0,004±0,001	0,003±0,001	0,001–0,006
Nb	0,027±0,005	0,025±0,009	0,08–0,12

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Металлографические исследования показали, что структура образцов неоднородна в различных сечениях и содержит большое количество трещин, расслоений, пор и раковин (рисунок 1 а, б). Наружные области образцов состоят из аустенита (рисунок 2 а), в то время как сердцевина – из смеси цементита с небольшим количеством аустенита (рисунок 2 б), что, наряду с множественными трещинами различной природы (рисунок 3), раковинами и порами, является недопустимым дефектом для отливок из любой стали, в том числе и стали 110Г13Х2БРЛ, которая после термической обработки по режиму, указанному в ГОСТ 977-88 «Отливки стальные. Общие технические условия», должна состоять полностью из аустенита, что также соответствует рабочему состоянию аустенитной износостойкой марганцовистой стали [10–18]. Наличие в стали других фаз кроме аустенита резко снижает её механические свойства и служебные характеристики.

Измерения твёрдости в поперечном сечении образцов (рисунок 4) показали, что твёрдость имеет значительные колебания по сече-

ществляли при помощи программного комплекса «Тиксомет ПРО» с использованием оптического микроскопа «Carl Zeiss Axio Observer Z1m» по методикам [19–21].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования химического состава образцов стали 110Г13Х2БРЛ показали, что химический состав поверхностных слоёв образца отличается от химического состава сердцевины (таблица 1). Химический состав поверхностных слоёв стали, за исключением содержания кремния, который находится на нижнем пределе, наиболее точно соответствует стали 110Г13Х2БРЛ по ГОСТ 977-88. В сердцевине образца вместе с недостатком кремния обнаружен значительный недостаток марганца. Таким образом, образцы имеют недопустимую зональную ликвацию основных компонентов сплава.

нию образцов. Поверхностные слои металла, состоящие из аустенита (рисунок 1, п. 1), имеют твёрдость НВ 209–214, что свойственно стали 110Г13Х2БРЛ, подвергнутой термической обработке по режиму, указанному в ГОСТ 977-88: твёрдость стали после термообработки по указанному режиму должна составлять НВ 186–229. В то время как внутренние слои исследованных образцов стали, состоящие из смеси аустенита с большим количеством цементита и мартенсита (рисунок 2 б) имеют значительно более высокую твёрдость НВ 304–447, что недопустимо. Наличие в этой области трещин, пор и раковин (см. рисунок 1 б, пп. 3, 4, 5), являющихся концентраторами напряжений, ещё больше снижает прочность стали.

Исходя из результатов исследования, можно предположить, что в данном случае заливка стали в литейную форму осуществлялась с недостаточным перегревом, что в итоге привело к преждевременному и при этом неравномерному процессу кристаллизации металла в форме и как следствие – к зональной ликвации легирующих элементов по поперечному сечению отливки.

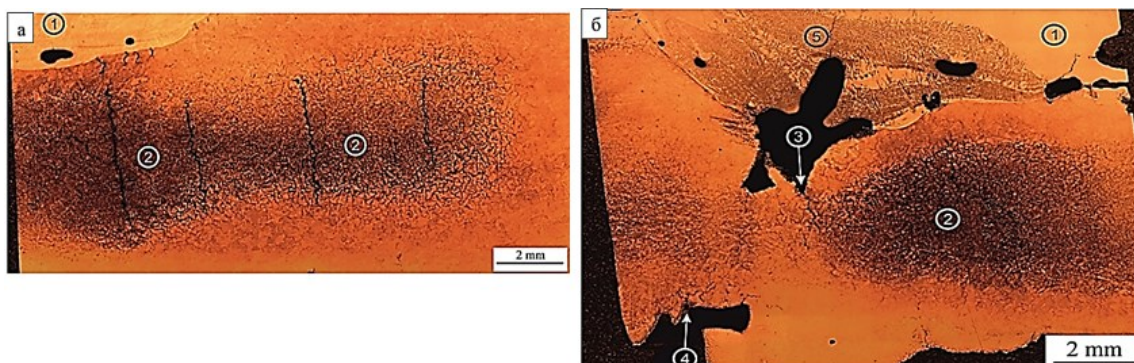


Рисунок 1 – Микроструктура образцов стали 110Г13Х2БРЛ, представленных на исследование

Figure 1 – Microstructure of 110G13X2BRL steel samples submitted for study

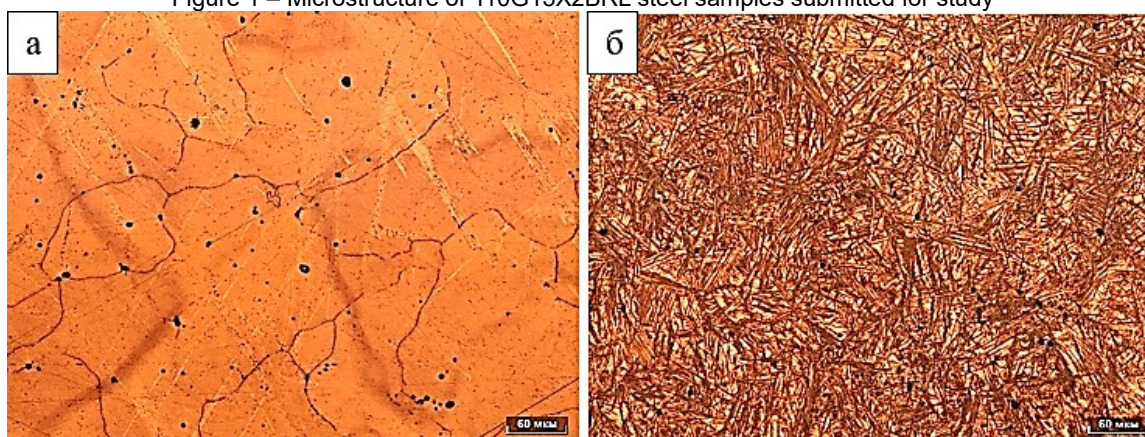


Рисунок 2 – Микроструктура различных участков образцов стали 110Г13Х2БРЛ, представленных на рисунке 1а, где а – п. 1 (аустенит), б – п. 2 (смесь аустенита с большим количеством цементита и мартенситными иглами)

Figure 2 – Microstructure of various sections of the 110G13X2BRL steel samples shown in Figure 1a, where a is point 1 (austenite), b is point 2 (a mixture of austenite with a large amount of cementite and martensitic needles)



Рисунок 3 – Микроструктура различных участков образцов стали 110Г13Х2БРЛ, представленных на рисунке 1б, где а – п. 3 (дефект со шлаковым включением и трещиной), б – п. 4 (дефект поверхности со шлаковым включением и прослойками карбидов по границам зёрен), в – п. 5

Figure 3 – Microstructure of various sections of 110G13X2BRL steel samples shown in Figure 1b, where a is item 3 (defect with slag inclusion and crack), b is item 4 (surface defect with slag inclusion and carbide interlayers along grain boundaries), c is item 5

УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИН ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ НАКЛАДКИ ГРЕЙДЕРНОГО НОЖА ИЗ СТАЛИ 110Г13Х2БРЛ

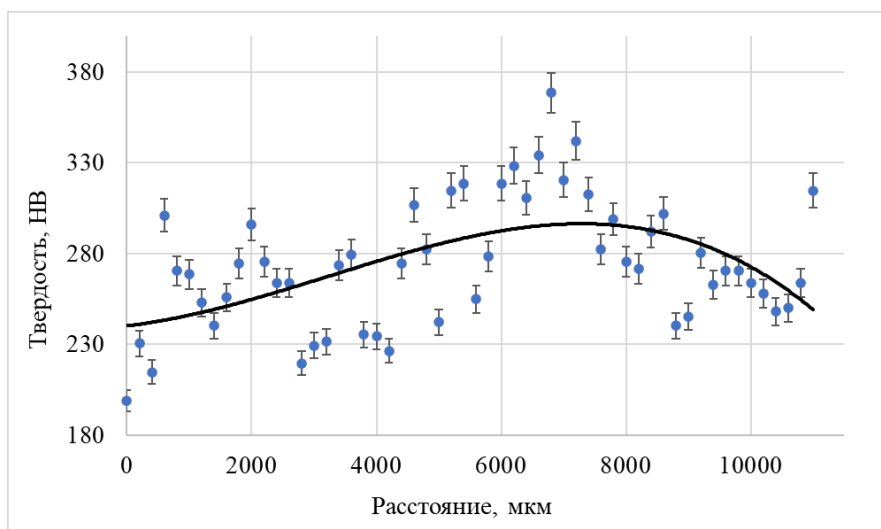


Рисунок 4 – График изменения твердости НВ в поперечном сечении образцов
Figure 4 – Graph of changes in the hardness of HB in the cross section of the samples

Кроме того, при наведении расплава стали, не уделялось его должной защите от воздействия атмосферы, либо разливка металла велась в переувлажненные формы ПГС, что в свою очередь привело к значительному газовыделению и образованию развитой пористости по сечению отливок.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Помимо того, что химический состав стали не соответствует ГОСТ 977-88, сталь имеет недопустимую ликвацию основных компонентов сплава (кремний и марганец) по сечению отливки – что в свою очередь, привело к формированию неблагоприятной аустенитно-мартенситной структуры в сердцевине детали при последующей термообработке отливки. Причиной таких дефектов в первую очередь является неправильная литниковая система, которая должна была обеспечить ламинарный поток металла в форму. При турбулентном потоке система не может очистить металл от неметаллических включений и шлака, при этом возникает перегрев частей формы и возникает пригар.

2. Внутренняя структура образцов стали содержит большое количество недопустимых дефектов в виде трещин, расслоений, пор и раковин. Судя по рисунку 1 б, расплав не был очищен от шлака перед выпуском из печи, то есть вероятно, что шлак не убирался и в ковше (либо применялся ковш отличающийся от ковшей чайникового или стопорного типов, которые и должны были применяться при разливке таких сталей). Крупные дефекты (рисунок 1, п.3) возникли в результате отсутствия питания в этой части отливки в процессе усадки и затвердевания – другими словами отсутствовала прибыльная часть, которая и должна была подпитывать отливку.

3. Фазовый состав образцов стали неоднороден и представлен участками аустенита, цементита, и смеси цементита, мартенсита и аустенита, что недопустимо для стали 110Г13Х2БРЛ в термообработанном состоянии. Наиболее вероятной причиной этого, наряду с технологическими нарушениями процесса заливки, является неправильный выбор технологических параметров гомогенизирующего отжига либо его отсутствие в принципе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чибряков М.В., Огнев О.Г. Формирование износостойкой структуры чугуна при наплавке рабочих органов почвообрабатывающих машин // Известия Международной академии аграрного образования. 2020. № 50. С. 61-63.
2. Каледа В.Н., Звижинский А.И. Упрочнение рабочих органов землеройных машин наплавкой карбида борида хрома и диборида титана-хрома // В сб.: Вопросы образования и науки: теоретический и методический аспекты. Сборник научных трудов по материалам Международной научно-практической конференции. 2015. С. 57-60.
3. Аулов В.Ф., Иванайский В.В., Ишков А.В., Кривочуров Н.Т., Полковникова М.В., Рожков Ю.Н. Разработка и исследование нового материала для упрочнения рабочих органов сельскохозяйственных машин индукционной наплавкой // Вестник Алтайского государственного аграрного университета. 2021. № 6 (200). С. 106-111.
4. Лужанский И.Б. Высокоэффективные легированные кремнием износостойкие стали для изготовительной наплавки деталей строительной и горнодобывающей техники // Технология металлов. 2011. № 5. С. 19-22.
5. Гуриев А.М., Ворошнин Л.Г., Хараев Ю.П., Лыгинов Б.Д., Черных Е.В. Циклическое тепловое воздействие при термической и химико-термической обработке инструментальных сталей // Фундаментальные проблемы современного материаловедения.

ния. 2005. Т. 2. № 3. С. 37-45.

6. Гурьев М.А., Фильчаков Д.С., Иванов С.Г., Гурьев А.М., Деев В.Б. Технология упрочнения стальных изделий в процессе литья // Литейщик России. 2013. № 6. С. 36-38.

7. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Гурьев А.М. Упрочнение литых деталей поверхностным легированием // сборник научных трудов X международной научно-практической конференции. Барнаул, 2009. С. 40-46.

8. ASM metal handbook, volume 01, 1991. Properties and Selection ferrous Alloys and Special-Purpose materials.

9. ASM metal handbook, volume 04, 1991. Heat treating.

10. Mishra S. A comparative study on the different heat-treatment techniques applied to high manganese steel // Materials Today: Proceedings. 44 (2021) 2517.

11. Souad Ayadi, Ali Hadji. Effect of chemical composition and heat treatments on the microstructure and wear behavior of manganese steel // International Journal of Metalcasting. 6 (2020) 2346

12. Azadi M., Pazuki M. A., Olya M. J. The Effect of New Double Solution Heat Treatment on the High Manganese Hadfield Steel Properties // Metallography, Microstructure, and Analysis (2018) 7:618–626.

13. Гурьев М.А., Иванов А.Г., Иванов С.Г., Гурьев А.М. Упрочнение литых сталей поверхностным легированием из боросодержащих обмазок // Успехи современного естествознания. 2010. № 3. С. 123.

14. Pham K. M., Le T. T., Le N. T., Vu T. A., Vu Q. V., Nguyen N. D. Effect of Element Addition and Heat Treatment Process on the Properties of High Manganese Steel // International Journal on Advanced Science Engineering and Information Technology. Vol.9 (2019) 4 1289.

15. Alrobei, H., Malik, R.A., Amjad, F., Albaijan, I. Investigation of Structure and Mechanical Characteristics of a High Manganese Steel via SolidCast Simulation Method // Metals 2023, 13, 572.

16. Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Гурьев М.А., Шунчи М., Власова О.А. Борирование малоуглеродистой стали // Raleigh, 2015. – 158с.

17. Fernández Tamayo ML, Mondelo García F, Parada Expósito A, et al. Influencia del tratamiento térmico sobre microestructura y dureza de esteras en acero Hadfield con cromo // Ingeniería Mecánica. 2022;25(1) e637

18. Ayadia S., Hadjia A., Hakanb K., Selman D. Microstructure and wear behavior of a Cr-Mo-Nb alloyed manganese steel // j mater res technol. 2020 9 (xx) 11545.

19. Иванов С.Г., Гурьев М.А., Гурьев А.М., Романенко В.В. Фазовый анализ боридных комплексных диффузионных слоев на углеродистых сталях при помощи цветного травления // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т.

17. № 1. С. 74-77.

20. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А., Романенко В.В. Особенности методики подготовки образцов для автоматического анализа карбидной фазы стали Х12Ф1 после цементации в вакууме с применением программного комплекса "Thixomet PRO" // Ползуновский вестник. 2020. № 2. С. 165-168.

21. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А. Методика пробоподготовки образцов высоколегированных сталей для автоматического анализа карбидной фазы // Ползуновский вестник. 2020. № 3. С. 102-105.

Информация об авторах

Nguyen Shi Hai – аспирант Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

С. Г. Иванов – д.т.н., в.н.с. Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, профессор Уханьского текстильного университета.

М. А. Гурьев – к.т.н., доцент каф. «МТЮ» Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, профессор Уханьского текстильного университета. Технический директор Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd.

А. М. Гурьев – д.т.н., профессор, зав. каф. «НГиГ», Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, профессор Уханьского текстильного университета.

Information about the authors

Nguyen Shi Hai is a post-graduate student of the Polzunov Altai State Technical University.

S. G. Ivanov – Doctor of Technical Sciences, lead researcher of the Polzunov Altai State Technical University, professor of Wuhan Textile University.

M. A. Guryev - Candidate of Technical Sciences, Associate professor of the department "MTIO" of the Polzunov Altai State Technical University, professor of Wuhan Textile University, Technical Director Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd.

A. M. Guryev – Professor, Doctor of Technical Sciences, head of the NGiG Department, Altai State Technical University, professor of Wuhan Textile University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 25 мая 2024; одобрена после рецензирования 20 сентября 2024; принята к публикации 04 октября 2024.

The article was received by the editorial board on 25 May 2024; approved after editing on 20 Sep 2024; accepted for publication on 04 Oct 2024.