МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIALS SCIENCE



УДК 620.1 DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-696-701



Оригинальная статья Original article

Влияние режима 3D-печати на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА

С. А. Манцеров, М. С. Аносов, Ю. С. Мордовина, М. А. Чернигин

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева (Россия, 603155, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

💌 honeybadger52@yandex.ru

Аннотация. Современное производство активно занимается поиском возможностей получения заготовок изделий наиболее экономически выгодными способами. Одним из перспективных методов получения заготовок является электродуговая наплавка (WAAM), применяемая в данной работе. Целью исследования являлось изучение влияние режима электродуговой наплавки на структуру и усталостную прочность образцов из стали 30ХГСА. Для получения образцов были наплавлены две стенки по следующим режимам: I = 150 A, U = 25 B, Q = 600 Дж/мм (режим I) и I = 110 A, U = 17 B, Q = 300 Дж/мм (режим 2). В ходе изучения макроструктуры наплавленных стенок после фрезеровки установлено, что при наплавке по режиму / в металле образуются большие скопления технологических дефектов, таких, как поры и непровары. При наплавке металла по режиму 2 макродефекты практически не выявляются. Оптико-эмиссионный анализ показал, что в процессе наплавки происходит выгорание легирующих элементов, наиболее активно снижается содержание углерода. Следует отметить, что угар элементов происходит более активно при наплавке металла по режиму 1, что может быть связано с большей погонной энергией процесса. В металле, наплавленном по данному режиму, выявлена преимущественно ферритно-сорбитная структура, однако по высоте образцов выявляются локальные ферритные колонии. Микроструктура образцов, изготовленных по режиму 2, преимущественно представлена ферритом и перлитом. Феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна, также выявлена видманштеттова структура. В микроструктуре перлит представлен как в пластинчатой, так и в частично сфероидизированной форме. Структура образцов, наплавленных по режиму 1, считается более благоприятной. Однако усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму 2, превышает соответствующие значения для режима 1 в среднем на 70 %. Это может быть обусловлено более сильным влиянием на сопротивление усталости металла технологических дефектов, чем микроструктурных.

Ключевые слова: сталь 30ХГСА, усталостная прочность, дефекты структуры, аддитивные технологии, WAAM

- *Благодарности:* Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание «Интеллектуальная диагностика деталей и конструкций, полученных методом аддитивного выращивания в процессе их получения и эксплуатации» № FSWE-2023-0008).
- Для цитирования: Манцеров С.А., Аносов М.С., Мордовина Ю.С., Чернигин М.А. Влияние режима 3D-печати на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА. Известия вузов. Черная металлургия. 2024;67(6):696–701. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-696-701

EFFECT OF 3D PRINTING MODE ON STRUCTURE AND FATIGUE STRENGTH OF 30CrMnSi STEEL

S. A. Mantserov, M. S. Anosov, Yu. S. Mordovina, M. A. Chernigin

R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University (24 Minina Str., Nizhny Novgorod 603022, Russian Federation)

▶ honeybadger52@yandex.ru

Abstract. The desire of modern manufacturers to reduce the cost of producing goods leads to an increased search for ways to obtain the raw materials for future products more efficiently. One promising method for obtaining raw materials is electric arc surfacing (WAAM), which is discussed in this paper. The aim of the study was to investigate the effect of electric arc surfacing on the structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel. To obtain the samples, two walls were surfaced according to the specified modes: I = 150 A, U = 25 V, Q = 600 J/mm (mode 1) and I = 110 A, U = 17 V, Q = 300 J/mm (mode 2). During the study of the walls microstructure after milling, it was found that when the metal is surfaced according to the mode 1, large accumulations of technological defects such as pores and bad welding form in the material. When the metal is treated according to the mode 2, these macroscopic defects are practically not detected. During optical emission analysis, it was observed that during the surfacing process, alloying elements are consumed and the carbon content decreases most actively. It should be noted that the burnout of elements occurs more actively when the metal is surfaced using the mode 1. This may be due to the higher energy input in this process. A predominant ferrite-sorbite structure was found in the metal surfaced using the mode 1. However, local ferritic colonies were revealed on the surface of the samples due to their height.

The microstructure of the samples produced using the mode 2 is mainly composed of ferrite and pearlite. Ferrite is isolated as closed grids along the boundaries of the austenitic grains, and traces of a Widmanstetten structure can also be seen. Perlite is present both as highly dispersed plates and partially spheroidized colonies. Despite the fact that the structure of the samples produced using the mode 1 is generally considered to be more favorable in terms of material properties, the fatigue strength of the samples produced according to the mode 2 exceeds that of the mode 1 by an average of 70 %. This may be due to the stronger influence of technological defects on the metal fatigue resistance than microstructural ones.

Keywords: 30CrMnSi steel, fatigue strength, structural defects, additive technologies, WAAM

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (state assignment "Intelligent diagnostics of parts and structures obtained by additive cultivation in the process of their production and operation" No. FSWE-2023-0008).

For citation: Mantserov S.A., Anosov M.S., Mordovina Yu.S., Chernigin M.A. Effect of 3D printing mode on structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2024;67(6):696–701. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-696-701

Введение

Современное производство стремится к снижению себестоимости производимых изделий. В связи с этим все более широкое распространение получают аддитивные способы их изготовления. Это обусловлено уникальными технологическими возможностями получения заготовок сложных форм из широкого спектра возможных материалов [1 – 3].

Основными методами аддитивного выращивания, известными на данный момент, являются: послойное сплавление порошка (SLM) [4; 5], лазерная наплавка порошка (LENS/DMD) [6; 7] и электродуговая наплавка (WAAM) [8; 9]. Наиболее производительным и простым с технологической точки зрения считается метод WAAM [8; 10; 11].

Несмотря на наличие существенных преимуществ аддитивных методов изготовления заготовок изделий над традиционными, все еще малоизученными остаются процессы, протекающие в металле при наплавке (в первую очередь - структурообразование). Литературные данные [12; 13] свидетельствуют о существенном отличии микроструктуры, а, следовательно, и свойств металла наплавленных заготовок от материалов, полученных традиционными методами. Получение нестандартной микроструктуры металла обусловлено кристаллизацией в неравновесных условиях при наплавке слоев, а также наличием большого числа высокотемпературных термических циклов при наплавке заготовок. Основными трудностями при использовании электродуговой наплавки (WAAM) для получения заготовок изделий являются:

 подбор режима наплавки с учетом выгорания легирующих элементов;

 – обеспечение структурной однородности по высоте наплавленного металла;

 – выбор оптимального режима термообработки (ТО), который бы учитывал измененный химический состав материала после наплавки [14 – 16].

При этом получение изделий с необходимым комплексом свойств без проведения дополнительной ТО заготовок удешевит себестоимость их производства.

Сталь 30ХГСА находит широкое применение при изготовлении изделий, работающих при температурах

до 200 °С. Изделия, производимые из данной стали (валы, оси, рычаги, толкатели и т. д.), часто работают в условиях знакопеременных нагрузок, что приводит к усталостному разрушению конструкций. Задача получения достаточного уровня усталостной прочности без ТО (улучшение) в данном материале является перспективной для отечественной промышленности.

Таким образом, целью данной работы является изучение влияния режима электродуговой наплавки на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА.

Материалы и методы исследования

Образцы, использованные в работе, наплавлялись в виде стенок на экспериментальной исследовательской WAAM установке, в состав которой входили: трехкоординатный станок с ЧПУ портального типа IVCNC STL, сварочный источник тока Alloy 275 ME Pulse, вытяжной шкаф, сварочный стол и сварочная горелка. Реализуемый на стенде способ 3D-печати на станках с ЧПУ защищен патентом RU 2696121С1. Наплавка образцов осуществлялась сварочной проволокой НП-30ХГСА. В ходе подготовки образцов было наплавлено две стенки. Режим наплавки задавался следующими параметрами: сила тока (I, A), напряжение (U, B), дуговой зазор (z, мм), скорость подачи проволоки (V, мм/с) и расход защитного газа. При этом дуговой зазор и скорость подачи проволоки были постоянными для всех экспериментов и составляли 11 мм и 300 мм/мин соответственно. Постоянным был также расход защитного газа.

По режимам 3D-печати определялась погонная энергия (*Q*) процесса (электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва) как один из комплексных информативных параметров по выражению, приведенному в ГОСТ Р ИСО 857–1–2009, с учетом коэффициента энергетических потерь 0,8:

$$Q = \frac{0.8IU}{V}.$$
 (1)

В табл. 1 показаны режимы наплавки для каждой наплавленной стенки и значения погонной энергии процесса наплавки.

Таблица 🛛	1. Режимы	наплавки
-----------	-----------	----------

Table 1. Surfacing modes

Номер режима	<i>I</i> , A	<i>U</i> , B	<i>Q</i> , Дж/мм
1	150	25	600
2	110	17	300

Металлографические исследования проводились в поперечном сечении относительно направления наплавки при увеличениях 100 и 500 на оптическом микроскопе Altami MET1C. Приготовление шлифов осуществлялось по стандартной методике при помощи механического шлифования наждачной бумагой различной зернистости и полирования с использованием паст. В качестве реактива при химическом травлении применялся 5 %-ный спиртовой раствор азотной кислоты (нитал) [17].

Образцы для испытания материала на усталость вырезались из заготовок вдоль направления наплавки. Испытания на усталость проводили по схеме консольного изгиба с учетом требований ГОСТ 25.502–79 на образцах толщиной 3 мм и размером рабочей зоны 60×15 мм (тип IV по ГОСТ 25.502) на частоте 8,3 Гц.

Химический состав наплавленного металла определялся с помощью оптико-эмиссионной спектрометрии на установке Foundry-Master.

Результаты исследования

Результаты химического анализа наплавленного металла и состав исходной проволоки представлены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, при наплавке происходит снижение содержания легирующих элементов, что связано с угаром, характерным для литейных и сварочных процессов. Наиболее активно происходит снижение содержания углерода. Следует отметить, что угар элементов происходит более активно при наплавке металла по режиму *l*, что может быть связано с большей погонной энергией процесса.

Микроструктуры образцов из заготовок стали 30ХГСА, наплавленных по обоим режимам, показаны на рис. 1. Микроструктура образца, наплавленного по режиму *I*, представлена ферритом и троостосорбитом, что может указывать на протекание процессов закалки



Рис. 1. Микроструктура образцов из стали 30ХГСА: режим *l* (*a*); режим *2* (*б*)

Fig. **1**. Microstructure of 30CrMgSi steel samples: mode *l* (*a*); mode 2 (*δ*)

и отпуска при наплавке последующих слоев металла. Структура благоприятная, и, если рассматривать ее послойно, то равномерная в пределах одного слоя. Однако по высоте исследуемого образца видна структурная неоднородность, отчетливо выделяются места с крупными ферритными колониями (рис. 2).

В микроструктуре металла, наплавленного по режиму 2, выявлена аномальная феррито-перлитная структура. В результате сильного перегрева при наплавке и ускоренного охлаждения феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна с образованием видманштетта. Определение

Таблица 2. Химический состав наплавленного металла и исходной проволоки

	~	• . •	0.13				
Table 2.	Chemical	composition	of the s	surfaced i	metal and	the initial wi	ire

Наименование образца	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	Р
Исходная проволока из стали НП-30ХГСА	0,291	1,021	0,931	0,961	0,099	0,021	0,016
Наплавленный металл по режиму 1	0,260	0,941	0,901	0,942	0,096	0,013	0,018
Наплавленный металл по режиму 2	0,281	0,982	0,916	0,950	0,098	0,017	0,017



Рис. 2. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 1



морфологии перлита при увеличении 100 затруднено. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 2, при больших увеличениях представлена на рис. 3, где видманштеттова структура выявляется наиболее отчетливо. Здесь же можно увидеть, что перлит представлен как высокодисперсными пластинками, так и частично сфероидизировавшимися колониями.

Анализ микроструктур образцов, наплавленных по разным режимам (рис. 1 - 3), показал, что при наплавке образцов по режиму I происходит более активная перекристаллизация структуры уже наплавленных слоев.



Рис. 4. Макроструктура фрезерованных стенок: режим 1 (*a*); режим 2 (б)





Рис. 3. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 2

Fig. 3. Microstructure of the sample surfaced according to the mode 2

Это обусловлено подведением большей тепловой энергии. Несмотря на более благоприятную структуру при наплавке, наблюдается структурная неоднородность по высоте образца, что может приводить к снижению механических свойств металла. Отмечается повышение риска расплескивания металла и образование повышенной пористости и других технологических дефектов при наплавке по режиму *1*, что также может приводить к снижению свойств.

Присутствие макродефектов технологического характера отчетливо видно на наплавленных стенках после фрезеровки (рис. 4). В заготовке, наплавленной по режиму *I*, выделяются большие скопления макродефектов, которые охарактеризованы как поры и непровары [18; 19]. Очевидно, что скопление дефектов может приводить к снижению комплекса механических свойств материала [20; 21]. При наплавке заготовок по режиму 2 макродефекты практически не выявляются.

Данные, полученные в ходе испытаний на усталостную прочность образцов, наплавленных по разным режимам, представлены на рис. 5.



Рис. 5. График малоцикловой усталости образцов: *1* – режим *1*; *2* – режим *2*



Несмотря на то, что структура образцов, наплавленных по режиму *l*, считается более благоприятной с точки зрения свойств материала, усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму *2*, превышает соответствующие значения для режима *l* в среднем на 70 % (рис. 5). Данный эффект может быть обусловлен наличием в металле макропор, непроваров и прочих технологических дефектов (для режима *l*). Исходя из данных на рис. 5, можно сделать вывод, что технологические дефекты оказывают большее влияние на усталостную прочность металла, чем несовершенства микроструктуры.

Выводы

В ходе исследования установлено, что режим наплавки оказывает сильное влияние не только на структурообразование металла, но и на наличие макродефектов технологического характера (поры, непровары, несплавления и т. д.). Несмотря на то, что структура металла, наплавленного по режиму *I*, более благоприятна для механических свойств будущего изделия, наличие скоплений макроскопических дефектов приводит к снижению всего комплекса свойств заготовки.

Микроструктурный анализ показал, что структура металла, наплавленного по режиму l (I = 150 A, U = 25 B, Q = 600 Дж/мм), преимущественно представлена ферритом и сорбитом, однако по высоте образца выделяются локальные скопления феррита в виде колоний. В структуре образцов, наплавленных по режиму 2 (I = 110 A, U = 17 B, Q = 300 Дж/мм), выявлена аномальная феррито-перлитная структура, образовавшаяся в результате сильного перегрева при наплавке и ускоренного охлаждения. В данном случае феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна, также выявлена видманштеттова структура. Перлит представлен как высокодисперсными пластинками, так и частично сфероидизировавшимися колониями.

Усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму 2, превышает соответствующие значения для режима *l* в среднем на 70 %. В данном случае это обуславливается более сильным влиянием на усталостную прочность металла технологических дефектов (пор, непроваров, несплавлений и т. д.), чем микроструктурных.

Список литературы / References

- Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*. 2016;117:371–392. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019
- Zakay A., Aghion E. Effect of post-heat treatment on the corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by additive manufacturing. JOM. 2019;71:1150–1157. https://doi.org/10.1007/s11837-018-3298-x

- Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;81:465–481. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3
- Kathiresan M., Karthikeyan M., Immanuel R.J. A short review on SLM-processed Ti6Al4V composites. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering. 2023;0(0). https://doi.org/10.1177/09544089231169380
- Piekło J., Garbacz-Klempka A., Myszka D., Figurski K. Numerical and experimental analysis of strength loss of 1.2709 maraging steel produced by selective laser melting (SLM) under thermo-mechanical fatigue conditions. *Materials*. 2023;16(24):7682. https://doi.org/10.3390/ma16247682
- Kumar S.P., Anand K., Chealvan S.H., Muthu S.K. Review on surface characteristics of components produced by direct metal deposition process. *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*. 2022;16(4):9197–9229. https://doi.org/10.15282/jmes.16.4.2022.05.0729
- Zhao P., Yi Z., Liu W., Kaiyuan Z., Luo Y. Influence mechanism of laser defocusing amount on surface texture in direct metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022;312:117822. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117822
- Li J., Alkahari M.R., Rosli N.A., Hasan R., Sudin M.N., Ramli F.R. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing. *International Journal of Automation Technology*. 2019;13(3):346–353. https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346
- Pant H., Arora A., Gopakumar G.S., Chadha U., Saeidi A., Patterson A.E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023;127:4995–5011. https://doi.org/10.1007/s00170-023-11623-7
- Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D., Min S., Pfefferkorn F.E. Energy consumption model for additive-subtractive manufacturing processes with case study. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2018;5(4):459–466. https://doi.org/10.1007/s40684-018-0049-y
- Pinto-Lopera J.E., Motta J.M., Absi Alfaro S.C. Real-time measurement of width and height of weld beads in GMAW processes. *Sensors*. 2016;16(9):1500. https://doi.org/10.3390/s16091500
- 12. Shah A., Aliyev R., Zeidler H., Krinke S. A review of the recent developments and challenges in wire arc additive manufacturing (WAAM) process. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023;7(3):97. https://doi.org/10.3390/jmmp7030097
- 13. Lan B., Wang Y., Liu Y., Paul H., Hooper P., Hopper C., Zhang G., Zhang X., Jiang J. The influence of microstructural anisotropy on the hot deformation of wire arc additive manufactured (WAAM) Inconel718. *Materials Science and Engineering: A.* 2021;823:141733. https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141733
- Svetlizky D., Das M., Zheng B., Vyatskikh A.L., Bose S., Bandyopadhyay A., Schoenung J.M., Lavernia E.J., Eliaz N. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing:

physical characteristics, defects, challenges and applications. Materials Today. 2021;49:271-295. https://doi.org/10.1016/i.mattod.2021.03.020

- 15. Kennedy J., Davis A., Caballero A.E. Microstructure transition gradients in titanium dissimilar alloy (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr/Ti-6Al-4V) tailored wire-arc additively manufactured components. Materials Characterization. 2021;182:111577. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111577
- 16. Tomar B., Shiva S., Nath T. A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances. Materials Today Communications. 2022;31:103739. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103739
- 17. Beckert M., Klemm H. Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. Leipzig: VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie; 1966:388. (In Germ.).
- 18. Васин О.Е. и др. Атлас дефектов. Научно-технический сборник. Екатеринбург: Издательские решения; 2008:56.
- 19. Калиниченко Н.П., Васильева М.А., Радостев А.Ю. Атлас дефектов сварных соединений и основного

металла: Учебное пособие. Томск: Издательство Томского политехнического университета; 2011:71.

20. Нгуен Н., Рубан А.Р. Влияние дефектов сварных швов на механические свойства корпусной стали, определяемые при статическом нагружении. Вестник АГТУ. Серия: Морская техника и технология. 2015;(2):14-22.

Nguyen N., Ruban A.R. Influence of defects in welds on mechanical properties of steel frame specified under static loading. Vestnik of Astrakhan State Technical University. Series: Marine engineering and Technology. 2015;(2): 14-22. (In Russ.).

21. Саркеева А.А., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х. Влияние пор на механические свойства слоистого материала из титанового сплава ВТ6. Письма о материалах. 2013;3(1):12-15.

https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-1-12-15

Sarkeeva A.A., Kruglov A.A., Muxametraximov M.X., Pore effect on mechanical properties of layered material from titanium alloy. Letters on Materials. 2013;3(1):12-15. (In Russ.). https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-1-12-15

Information about the Authors Сведения об авторах

Сергей Александрович Манцеров, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Автоматизация машиностроения», директор Института промышленных технологий машиностроения, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: mca_9@nntu.ru

Максим Сергеевич Аносов, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева E-mail: anosov-maksim@list.ru

Юлия Сергеевна Мордовина, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения», аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева E-mail: ips4@nntu.ru

Михаил Алексеевич Чернигин, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения», аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Sergei A. Mantserov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair "Automation of Mechanical Engineering", Director of the Institute of Industrial Technologies of Mechanical Engineering", R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University *E-mail:* mca 9@nntu.ru

Maksim S. Anosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Technology and Equipment Engineering", R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: anosov-maksim@list.ru

Yuliya S. Mordovina, Engineer of the Chair "Technology and Equipment Engineering", Postgraduate, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: ips4@nntu.ru

Mikhail A. Cherniain. Engineer of the Chair "Technology and Equipment Engineering", Postgraduate, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Contribution of the Authors Вклад авторов

С.А. Манцеров - составление плана экспериментального исследования, научное руководство, редактирование статьи, вырезка образцов.

М. С. Аносов - научное руководство, редактирование статьи, проведение усталостных испытаний, анализ результатов усталостных испытаний, проведение наплавки образцов.

Ю. С. Мордовина - металлографический анализ, анализ изменения химического состава сплава, оформление и редактирование статьи.

М.А. Чернигин – металлографический анализ, проведение химического анализа заготовок после наплавки, оформление и редактирование статьи.

S. A. Mantserov - drawing up an experimental research plan, scientific guidance, editing the article, cutting the samples.

M.S. Anosov - scientific guidance, editing the article, conducting fatigue tests, analyzing the results of fatigue tests, conducting surfacing on the samples.

Yu. S. Mordovina – performing metallographic analysis, analyzing changes in the alloy chemical composition, designing and editing the article.

M.A. Chernigin – conducting metallographic analysis and chemical analysis on the billets after surfacing, designing and editing the article.

Поступила в редакцию 06.04.2024 После доработки 22.04.2024 Принята к публикации 23.10.2024

Received 06.04.2024 Revised 22.04.2024 Accepted 23.10.2024