

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 621.791.754.3

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.007

АНАЛИЗ ГЕТЕРОГЕННОСТИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВЛЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

**Василий Александрович Клименов¹, Дмитрий Анатольевич Чинахов²,
Виктор Николаевич Козлов³, Роман Владимирович Чернухин⁴, Мэнхуа Пань⁵, Цзэжу Дин⁶,
Сяокай Цао⁷, Цинжун Чжан⁸**

^{1,3,5,6,7,8}Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, 634050, Томск, 634050, Россия

^{2,4}Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса, 20, 630073, Новосибирск, Россия

¹klimenov@tpu.ru, <http://orcid.org/0000-0001-7583-0170>

²chinakhov@corp.nstu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>

³kozlov-viktor@bk.ru, <http://orcid.org/0000-0001-9351-5713>

⁴chernuxin@corp.nstu.ru, <http://orcid.org/0000-0003-1324-0161>

⁵menhua1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>

⁶czechu1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>

⁷cxt01@tpu.ru, <http://orcid.org/0009-0007-0245-9236>

⁸cinzhun1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>

Аннотация. Проволочное электродуговое аддитивное производство (WAAM) отличается низкой стоимостью и высокой эффективностью нанесения, однако детали, изготовленные с помощью WAAM, характеризуются значительной неоднородностью микроструктуры и механических свойств. В настоящей работе данная особенность исследована на образцах аустенитной нержавеющей стали AISI 321, полученных методом WAAM, на основе анализа микроструктуры, измерения твёрдости и энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (EDS). Экспериментальные результаты показали, что в зоне сплавления схема кристаллизации следующий: сначала из расплава выделяется δ -феррит, после чего происходит эвтектическая реакция с одновременным выделением δ -феррита и γ -аустенита; а в переходной зоне первичной фазой, выделяющейся из расплава, является γ -аустенит, за которым следует эвтектическая реакция с совместным образованием δ -феррита и γ -аустенита. Указанное различие обусловлено разной скоростью охлаждения в этих зонах. Более высокая скорость охлаждения в переходной зоне привела также к увеличению её твёрдости примерно на 20 HV_{0,1} по сравнению с зоной сплавления. Кроме того, по данным EDS, содержание Cr в феррите переходной зоны выше на 0,21 масс.%, а содержание Ni — выше на 0,24 масс.% по сравнению с ферритом зоны сплавления.

Ключевые слова: проволочное электродуговое аддитивное производство, аустенитной нержавеющей стали AISI 321, неоднородность, микроструктура, твёрдость, элементный состав, сегрегация элементов, схема кристаллизации, скорость охлаждения, переходная зона, зона сплавления.

Для цитирования: Клименов В.А., Чинахов Д.А., Козлов В.Н., Чернухин Р.В., Пань М., Дин Ц., Цао С., Чжан Ц. Анализ гетерогенности электродуговой наплавленной аустенитной нержавеющей стали // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2026. Т. 23, № 2. С. 212-218. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.007.

Original article

ANALYSIS OF HETEROGENEITY IN WIRE ARC ADDITIVELY MANUFACTURED AUSTENITIC STAINLESS STEEL**Vasily A. Klimenov¹, Dmitry A. Chinakhov², Viktor N. Kozlov³, Roman V. Chernukhin⁴, Menghua Pan⁵, Zeru Ding⁶, Xiaokai Cao⁷, Qingrong Zhang⁸**^{1,3,5,6,7,8}Tomsk Polytechnic University, Lenin Ave., 30, 634050, Tomsk, Russia^{2,4}Novosibirsk State Technical University, Karl Marx Prospect, 20, 630073, Russia, Novosibirsk¹klimenov@tpu.ru, <http://orcid.org/0000-0001-7583-0170>²chinakhov@corp.nstu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>³kozlov-viktor@bk.ru, <http://orcid.org/0000-0001-9351-5713>⁴chernuxin@corp.nstu.ru, <http://orcid.org/0000-0003-1324-0161>⁵menhua1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>⁶czechu1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>⁷cxt01@tpu.ru, <http://orcid.org/0009-0007-0245-9236>⁸cinzhun1@tpu.ru, <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>

Abstract. Wire arc additive manufacturing (WAAM) is a low-cost method having a high deposition efficiency. However, WAAM fabricated parts typically exhibit significant heterogeneity in microstructure and mechanical properties. In this study, this characteristic was investigated on samples of austenitic stainless steel AISI 321 produced by WAAM, based on microstructural analysis, hardness measurements, and energy-dispersive X-ray spectroscopic analysis (EDS). Experimental results revealed that the solidification mode in the fusion zone proceeds as follows: δ -ferrite first precipitates from the melt, followed by a eutectic reaction during which δ -ferrite and γ -austenite form simultaneously. In contrast, in the transition zone, γ -austenite is the primary phase to precipitate from the melt, subsequently followed by a eutectic reaction in which δ -ferrite and γ -austenite form simultaneously. This difference is attributed to the distinct cooling rates in these zones. The higher cooling rate in the transition zone also resulted in an increase in its hardness—approximately 20 HV0.1 higher than that of the fusion zone. Furthermore, EDS data indicate that the Cr content in ferrite within the transition zone is 0.21 wt.% higher, while the Ni content is 0.24 wt.% lower, compared to ferrite in the fusion zone.

Keywords: wire arc additive manufacturing, austenitic stainless steel AISI 321, heterogeneity, microstructure, hardness, elemental composition, element segregation, solidification mode, cooling rate, transition zone, fusion zone.

For citation: Klimenov V.A., Chinakhov D.A., Kozlov V.N., Chernukhin R.V., Pan M., Ding Z. Cao X. Zhang Q. (2026). Analysis of heterogeneity in wire arc additively manufactured austenitic stainless steel. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 23(2), 212-218. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.007.

Введение

В связи с растущим спросом на производство легких деталей со сложной конструкцией аддитивное производство (АМ) широко применяется в таких областях, как машиностроение, аэрокосмическая промышленность и биомедицина, благодаря высокой свободе проектирования, коротким производственным циклам и высокой степени использования материалов [1]. Среди существующих технологий АМ проволоочное электродуговое аддитивное производство (WAAM) выделяется как один из наиболее

перспективных методов благодаря низкой себестоимости, высокой скорости наплавки и возможности изготовления крупногабаритных изделий [2]. Аустенитные нержавеющие стали являются одними из наиболее востребованных материалов для аддитивного производства благодаря своей высокой прочности, отличной коррозионной стойкости и хорошей свариваемости [3].

Однако в процессе WAAM концентрированный ввод тепла, значительные температурные градиенты и повторяющиеся термические циклы приводят к формированию микрострук-

туры и механических свойств, существенно отличающихся от свойств прокатанных материалов. WAAM-материалы, как правило, характеризуются выраженной неоднородностью и анизотропией [4, 5]. В работе [4] установлено, что наплавленная аустенитная нержавеющая сталь демонстрирует интенсивную текстуру <100>, причём направление роста зёрен строго совпадает с направлением максимального температурного градиента. Аналогичные наблюдения представлены в [6], где показано, что такая направленная теплопередача вызывает различие предела прочности при растяжении стали AISI 316L в различных направлениях до 10 %.

С учётом того, что большинство работ сосредоточено на анизотропии, а гетерогенность остаётся малоизученной, в настоящей работе с целью исследования неоднородности наплавленной аустенитной нержавеющей стали проанализированы микроструктура и механические свойства в различных зонах образца и установлены причины выявленных различий.

Материал и методы исследования

Процесс наплавки осуществлялся с использованием сварочного источника питания с технологией холодного переноса металла (СМТ) (Fronius TPS 400i) применением манипулятора KUKA R1810. В качестве материала подложки была выбрана низкоуглеродистая сталь Q235B, чтобы снизить затраты на эксперимент, поскольку ее влияние на микроструктуру и свойства области наплавки, возвышающейся более чем на 4 мм над поверхностью, незначительно, согласно результатам, представленным в публикациях [3]. Для наплавки была использована проволока из аустенитной нержавеющей стали ER321 диаметром 1,2 мм. Химические составы обоих материалов приведены в таблице 1. Параметры наплавки приведены в таблице 2. В качестве защитного газа была выбрана смесь, состоящая из 98 % Ar и 2 % CO₂.

Размеры образца составляли 20×20×34 мм (длина × ширина × высота). Наблюдаемая область расположена в центре образца и соответствует плоскости, содержащей направление послойного наращивания (BD) и боковое направление перемещения дуги (TD).

Таблица 1. Химический состав проволоки, подложки и проката.

Table 1. Chemical composition of the wire, substrate, and rolled product.

Материал	Массовая доля химических элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
Проволока	0,06	0,49	1,52	0,021	0,002	18,9	9,08	0,08	0,13	0,17
Подложка	0,18	0,16	0,45	0,019	0,019					

Таблица 2. Параметры наплавки.

Table 2. Process Parameters.

Скорость подачи проволоки, м/мин	4,5
Скорость печати, м/мин	0,6
Контролируемая температура, °C	200
Поток защитного газа, л/мин	20
Напряжение, В	19..19,3
Ток, А	118...123

Микроструктуру наблюдали с помощью оптического микроскопа Axio Observer A1m после травления царской водкой (67 об.% HNO₃ и 33 об.% HCl). Твёрдость образца измеряли с помощью микротвердомера EMCO-TEST Du-

gascan-10 при нагрузке 0,1 кгс и времени выдержки 10 с, при этом в каждой области было проведено три измерения в разных зонах. Микрорентгеноспектральный анализ различных участков проведен с помощью система с электронным и сфокусированным пучками Quanta 200 3D.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура электродуговой наплавленной аустенитной нержавеющей стали AISI321 в различных зонах представлена на рис. 1. δ-феррит имеет зернистую морфологию в зоне сплавления, пластинчатую — в переходной зоне (при этом δ-феррит у переходной зоны между двумя валиками более крупный, чем у переходной зоны между двумя слоями) и червеобразную — в переходной зоны между

слоем и валиком. Кроме того, по сравнению с переходной зоной, δ -феррит в зоне сплавления характеризуется более мелкой морфологией и плотным распределением, тогда как в области пересечения слоя и валика он имеет более крупную морфологию и разреженное распределение.

Указанная разница в морфологии δ -феррита обусловлена различиями в скорости охлаждения и схеме затвердевания [7,8]. В переходной зоне, расположенной вблизи поверхности наплавленного валика и подвергавшейся воздействию защитного газа в процессе наплавки, скорость охлаждения высока. Это приводит к протеканию затвердевания по фер-

ритно-аустенитному механизму (FA): из расплава в первую очередь выделяется первичный δ -феррит, за которым следует эвтектическое превращение с одновременным выделением феррита и аустенита, что обуславливает формирование пластинчатого δ -феррита. По мере продвижения фронта затвердевания к внутренней части валика скорость охлаждения снижается, и механизм затвердевания переходит в аустенитно-ферритную схему (AF). В этой схеме вначале образуется первичный γ -аустенит, после чего происходит эвтектическое превращение с одновременным выделением феррита и аустенита, что приводит к формированию зернистого δ -феррита.

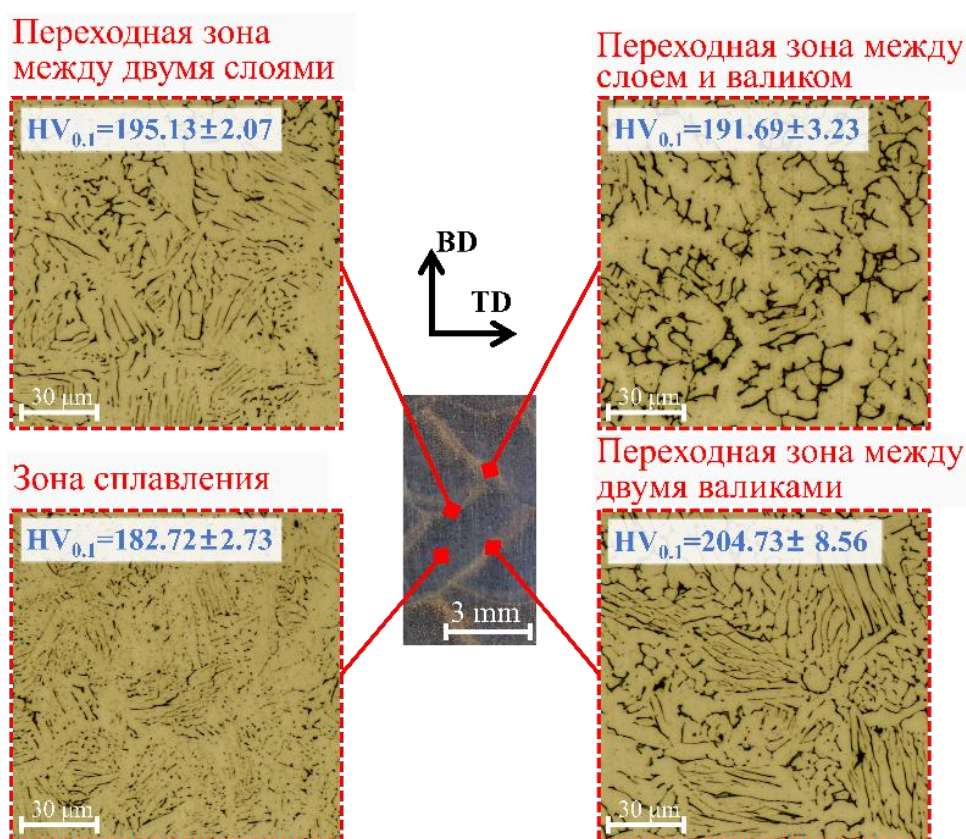


Рис. 1. Оптические изображения морфологии феррита в центре образца.

Fig. 1. Optical images of ferrite morphology at the sample center.

Вследствие послойного процесса наплавки время охлаждения между слоями оказывается больше, чем между валиками, что приводит к значительно более быстрому росту температуры «долины» термического цикла в переходной зоне между двумя валиками по сравнению с таковой между двумя слоями [9, 10]. В результа-

те, в переходных зонах, затвердевающих по ферритно-аустенитному механизму (FA), пластинки δ -феррита в зоне между валиками оказываются толще, чем в зоне между слоями, что обуславливает более высокую твердость. Переходная зона между слоем и валиком подвергается повторному оплавлению дважды: первый раз — при наплавке соседнего валика, и второй

раз — при наплавке вышележащего слоя. Это двойное оплавление способствует укрупнению δ -феррита и росту зёрен, вследствие чего наблюдается снижение твёрдости. Кроме того, в работе [7] отмечено, что в зоне сплавления имеют место значительные остаточные растягивающие напряжения, которые также приводят к понижению её твёрдости.

Содержание Cr и Ni в феррите и аустените в различных зонах приведено в таблице 3. Cr, являющийся стабилизатором объёмноцентрированной кубической структуры (ОЦК), имеет в феррите значительно более высокую концентрацию по сравнению со средним содержанием Cr в проволоке (таблица. 1). Аналогично, Ni — стабилизатор гранцентрированной кубической структуры (ГЦК) — обогащён в аустените по сравнению со значением, указанным в таблице 1.

Таблица 3. Содержание Cr и Ni в феррите и аустените в различных зонах.

Table 3. Cr and Ni contents in ferrite and austenite in different zones.

Фаза	Переходная зона между двумя валиками	
	Cr, масс.%	Ni, масс.%
δ -феррит	22,67	6,09
γ -аустенит	17,76	10,32
Фаза	Зона сплавления	
	Cr, масс.%	Ni, масс.%
δ -феррит	22,46	5,85
γ -аустенит	18,00	10,49

Кроме того, содержание Cr и Ni в феррите переходной зоны превышает таковое в феррите зоны сплавления на 0,21 масс.% и 0,24 масс.% соответственно. Данное различие в концентрациях обусловлено недостаточной диффузией Cr и Ni в процессе быстрого затвердевания расплава по схеме FA у поверхности наплавленного валика, вследствие чего эти элементы не успевают полностью перераспределиться в аустенитную фазу.

Заключение

Исследования показали, что в процессе наплавки переходная зона охлаждается быстрее, чем зона сплавления, и затвердевает по ферритно-аустенитному механизму (FA), тогда как в зоне сплавления реализуется аустенитно-ферритный механизм (AF). Это обуславливает

зернистую морфологию δ -феррита в зоне сплавления и преимущественно пластинчатую — в переходной зоне.

Переходная зона между слоем и валиком подвергается многократному оплавлению, в результате чего δ -феррит приобретает червеобразную форму, а твёрдость в этой области оказывается ниже, чем в переходных зонах между двумя валиками и между двумя слоями. Вместе с тем, вследствие более высокой скорости охлаждения, твёрдость переходной зоны примерно на 20 HV_{0,1} превышает твёрдость зоны сплавления.

Кроме того, высокая скорость охлаждения ограничивает диффузию Cr и Ni в процессе затвердевания, что приводит к их повышенной концентрации в δ -феррите переходной зоны по сравнению с δ -ферритом зоны сплавления.

Список литературы

1. Thompson M.K., Moroni G., Vaneker T., Fadel G., Bernard A., Schulz J., Graf P., Ahuja B. [и др.] Design for Additive Manufacturing: Trends, Opportunities, Considerations, and Constraints // CIRP Ann. Manuf. Technol. 2016. V. 65. P. 737-760. DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
2. Xu X.F., Ganguly S., Ding J., Guo S., S. Williams, Martina F. Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire + arc additive manufacture process // Mater. Charact. 2018. V. 143. P. 152–162. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.12.002.
3. Astafurova E.G., Panchenko M.Y., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment // J. Mater. Sci. 2020. V. 55. – P. 9211–9224. DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.
4. Davis A.E., Kennedy J.R., Ding J., Prangnell P.B. The effect of processing parameters on rapid-heating β recrystallization in inter-pass deformed Ti-6Al-4V wire-arc additive manufacturing // Mater. Charact. 2020. V. 163. P. 110298. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110298.
5. Palmeira B.L., van Dommelen J.A.W., Geers M.G.D., Goulas C., Ya W., Hoefnagels J.P.M. Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless

steel // *J. Mater. Process. Technol.* 2022. V. 299. P. 117373. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117373.

6. Khodabakhshi F., Farshidianfar M.H., Gerlich A.P., Nosko M., Trembošová V., Khajepour A. Effects of Laser Additive Manufacturing on Microstructure and Crystallographic Texture of Austenitic and Martensitic Stainless Steels // *Additive Manufacturing*. 2020. V. 31. P. 100915. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.

7. Wang C., Liu T.G., Zhu P., Lu Y.H., Shoji T. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. V. 796. P. 140060. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140060.

8. Чжан Ц., Клименов В.А., Козлов В.Н., Чинахов Д.А., Хань Ц., Ци М., Дин Ц., Пань М. Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321, наплавленной методом проволочнодугового аддитивного производства (WAAM) // *Обработка металлов*. 2025. № 27(4). С. 62–79. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79.

9. Zheng B., Zhou Y., Smugeresky J.E., Schoenung J.M., Lavernia E.J. Thermal Behavior and Microstructural Evolution during Laser Deposition with Laser-Engineered Net Shaping: Part I. Numerical Calculations // *Metall. Mater. Trans. A*. 2008. V. 39. P. 2228–2236. DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.

10. Xu Q., Liu Z., Yang X., Zhang C., Liu J., Li G. Evolutions of porosity, microstructure, microhardness, and residual stress in 316L stainless steel subjected to interlayer hybrid laser additive, milling subtractive, and ultrasonic rolling equivalent manufacturing process // *Mater. Today Commun.* 2025. V. 46. P. 112565. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.112565.

Информация об авторах

В.А. Клименов — д.т.н., профессор-консультант, Томский политехнический университет, +7 (913) 850-44-51

Д.А. Чинахов — д.т.н., деканат факультета летательных аппаратов, Новосибирский государственный технический университет, +7 (383) 346-31-32

В.И. Козлов — к.т.н., доцент, Томский политехнический университет, +7 (913) 812-58-34

Р.В. Чернухин — к.т.н., доцент, Новосибирский государственный технический университет, +7 (383) 346-31-32

М. Пань — аспирант, Томский политехнический университет, +7 (923) 417-29-95

Ц. Дин — аспирант, Томский политехнический университет, +7 (923) 431-62-24

С. Цао — магистр, Томский политехнический университет, +7 (923) 449-11-01

Ц. Чжан — аспирант, Томский политехнический университет, +7 (929) 370-64-71

References

1. Thompson M.K., Moroni G., Vaneker T., Fadel G., Bernard A., Schulz J., Graf P., Ahuja B. [и др.] (2016). Design for Additive Manufacturing: Trends, Opportunities, Considerations, and Constraints. *CIRP Ann. Manuf. Technol.*, 65, 737-760, DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.

2. Xu X.F., Ganguly S., Ding J., Guo S., Williams S., Martina F. (2018). Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire + arc additive manufacture process. *Mater. Charact.*, 143, 152–162, DOI: 10.1016/j.matchar.2017.12.002.

3. Astafurova E.G., Panchenko M.Y., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A. Kolubaev E.A. (2020). Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *J. Mater. Sci.*, 55, 9211–9224, DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.

4. Davis A.E., Kennedy J.R., Ding J., Prangnell P.B. (2020). The effect of processing parameters on rapid-heating β recrystallization in inter-pass deformed Ti-6Al-4V wire-arc additive manufacturing. *Mater. Charact.*, 163, 110298, DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110298.

5. Palmeira B.L., van Dommelen J.A.W., Geers M.G.D., Goulas C., Ya W., Hoefnagels J.P.M. (2022). Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel. *J. Mater. Process. Technol.*, 299, 117373, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117373.

6. Khodabakhshi F., Farshidianfar M.H., Gerlich A.P., Nosko M., Trembošová V., Khajepour A. (2020). Effects of Laser Additive Manufactur-

ing on Microstructure and Crystallographic Texture of Austenitic and Martensitic Stainless Steels. *Additive Manufacturing*, 31, 100915, DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.

7. Wang C., Liu T.G., Zhu P., Lu Y.H., Shoji T. (2020). Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing. *Mater. Sci. Eng. A*, 796, 140060, DOI: 10.1016/j.msea.2020.140060.

8. Zhang Q., Klimenov V.A., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Han Z., Qi M., Ding Z., Pan M. (2025). Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM). *Metal Working and Material Science*. 27(4), 62–79, DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79.

9. Zheng B., Zhou Y., Smugeresky J.E., Schoenung J.M., Lavernia E.J. (2008). Thermal Behavior and Microstructural Evolution during Laser Deposition with Laser-Engineered Net Shaping: Part I. Numerical Calculations. *Metall. Mater. Trans. A*, 39, 2228–2236, DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.

10. Xu Q., Liu Z., Yang X., Zhang C., Liu J., Li G. (2025). Evolutions of porosity, microstructure, microhardness, and residual stress in 316L stainless steel subjected to interlayer hybrid laser additive, milling subtractive, and ultrasonic rolling

equivalent manufacturing process. *Mater. Today Commun.*, 46, 112565, DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.112565.

Information about the authors

V.A. Klimenov – Doctor of Technical Sciences, Professor-Consultant, Tomsk Polytechnic University, +7 (913) 850-44-51

D.A. Chinakhov – Doctor of Technical Sciences, Dean of the Faculty of Aircraft Engineering, Novosibirsk State Technical University, +7 (383) 346-31-32

V.N. Kozlov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Tomsk Polytechnic University, +7 (913) 812-58-34

R.V. Chernukhin – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Novosibirsk State Technical University, +7 (383) 346-31-32

M. Pan – Student, Tomsk Polytechnic University, +7 (923) 417-29-95

Z. Ding – Student, Tomsk Polytechnic University, +7 (923) 431-62-24

X. Cao – Student, Tomsk Polytechnic University, +7 (923) 449-11-01

Q. Zhang – Student, Tomsk Polytechnic University, +7 (929) 370-64-71.

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

Статья поступила в редакцию 04.02.2026; одобрена после рецензирования 25.05.2026; принята к публикации 01.06.2026.

The article was received by the editorial board on 04 Feb. 2026; approved after reviewing 25 May 2026; accepted for publication 01 Jun. 2026.