



УДК 621.91.01

DOI 10.17073/0368-0797-2026-3-250-257

Оригинальная статья
Original article

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВА INCONEL 625, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В. А. Овчаренко¹, А. С. Бабаев²✉, Н. Л. Савченко³, И. Л. Стрелкова¹¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)² Национальный исследовательский Томский государственный университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 36 стр. 27)³ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ a.s.babaev@mail.tsu.ru

Аннотация. В работе описаны особенности формирования структуры жаропрочного сплава Inconel 625 (аналог ХН75МБТЮ), полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ПЭЛАП), а затем подвергнутого закалке при 1200 °С и двухступенчатой закалке 1200 – 1000 °С. Термообработка проводилась в вакуумной печи в среде низкого вакуума (–1 Бар), для ускоренного охлаждения использовали продувку инертным газом (Ar). С использованием высокоточного аналитического оборудования авторы провели исследования микроструктуры, фазового состава и механических свойств образцов в сечениях вдоль и поперёк направления печати. При исследовании образца в сечении вдоль направления печати выделены три характерных зоны: основная, повторного нагрева и зона смены кристаллизационного фронта. Они имеют разную структуру и, как следствие, различие в структурно-чувствительных механических характеристиках. Установлено, что в процессе печати в зоне основного слоя из-за низкой теплопроводности материала происходит аккумуляция тепла, приводящая к выделению орторомбической фазы δ -Ni₃(Nb,Mo) в междендритном пространстве. Выбранная температура закалки позволила исправить дендритную морфологию с образованием крупного зерна размером 0,3 – 0,5 мм и полным растворением δ -фазы в γ -Ni матрице. Двухступенчатая закалка сопровождается изотермическим выделением δ -фазы по границам и внутри зерен, приводя к дисперсионному упрочнению сплава. Авторы провели испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре, получены численные значения предела прочности (σ_b), предела текучести (σ_t) и относительного удлинения (δ_5). Установлено, что наилучшее сочетание механических характеристик получено при двухступенчатой закалке сплава.

Ключевые слова: аддитивные технологии, ПЭЛАП, Inconel 625, термическая обработка, двухступенчатая закалка, микроструктура, δ -фаза, механические характеристики

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект №23-79-10166 (<https://rscf.ru/en/project/23-79-10166>).

Для цитирования: Овчаренко В.А., Бабаев А.С., Савченко Н.Л., Стрелкова И.Л. Микроструктура и механические характеристики термически обработанного сплава Inconel 625, полученного по технологии проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(3):250–257. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-3-250-257>

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT-TREATED INCONEL 625 ALLOY OBTAINED BY WIRE ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

V. A. Ovcharenko¹, A. S. Babaev² , N. L. Savchenko³, I. L. Strelkova¹

¹ National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

² National Research Tomsk State University (36 Lenina Ave., bld. 27, Tomsk 634050, Russian Federation)

³ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Lenina Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

 a.s.babaev@mail.tsu.ru

Abstract. The paper describes the features of structure formation of heat-resistant alloy Inconel 625 obtained by wire electron-beam additive manufacturing (WEBAM) technology and then subjected to quenching at 1200 °C and two-stage quenching at 1200 – 1000 °C. Heat treatment was carried out in a vacuum furnace, in a low vacuum environment of –1 Bar, inert gas (Ar) blowing was used for accelerated cooling. Using high-precision analytical equipment, the authors studied the microstructure, phase composition and mechanical properties of the samples in the sections along and across the deposition direction. When examining the sample in the cross-section along the deposition direction, three characteristic zones were identified: base metal zone, reheating zone, and zone of change of the crystallization front. They have different structure and, as a consequence, the difference in structure-sensitive mechanical characteristics. It was found that in the deposition process in the base layer zone, due to the material low thermal conductivity, there is an accumulation of heat, leading to the release of orthorhombic phase δ -Ni₃(Nb,Mo) in the interdendritic space. The chosen quenching temperature allowed to correct the dendritic morphology, with the formation of coarse grains of 0.3 – 0.5 mm and complete dissolution of δ -phase in γ -Ni matrix. The two-stage quenching is accompanied by isothermal release of δ -phase at grain boundaries and within grains, leading to dispersion hardening of the alloy. Uniaxial tensile tests at room temperature were carried out and numerical values of tensile strength (σ_v), yield strength (σ_f) and relative elongation (δ_5) were determined. The best combination of mechanical characteristics was obtained by two-stage quenching of the alloy.

Keywords: additive technologies, WEBAM, Inconel 625, heat treatment, two-stage quenching, microstructure, δ -phase, anisotropy, mechanical properties

Acknowledgements: This work was supported by the Russian Science Foundation, project No. 23-79-10166 (<https://rscf.ru/en/project/23-79-10166>).

For citation: Ovcharenko V.A., Babaev A.S., Savchenko N.L., Strelkova I.L. Microstructure and mechanical properties of heat-treated Inconel 625 alloy obtained by wire electron-beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(3):250-257.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-3-250-257>

ВВЕДЕНИЕ

Суперсплавы на основе никеля применяются для изготовления ответственных деталей в аэрокосмических, ракетных и газотурбинных двигателях, атомных тепловых электростанциях и химическом оборудовании [1]. Основными причинами этого являются уникальные эксплуатационные характеристики суперсплавов, включая высокую прочность, ударную вязкость, превосходную износостойкость, высокую коррозионную стойкость и жаро/хладостойкость в агрессивных условиях эксплуатации. Однако суперсплавы на основе никеля склонны к питтинговому, межкристаллитному и коррозионному растрескиванию под напряжением в условиях эксплуатации. В связи с этим в состав сплава Inconel 625 входят хром, молибден, ниобий и железо, которые повышают коррозионную стойкость и стойкость к высокотемпературному окислению [2].

В современной инженерной практике возникают различные требования не только в отношении улучшения характеристик материалов, но и достижения более быстрого производства и изготовления сложных деталей за один этап. Различные современные методы аддитивного производства имеют явные преимущества в скорости изготовления сложных компонен-

тов по сравнению с традиционными методами, такими как литье и ковка. Inconel 625, сплав на основе никеля в состоянии твердого раствора, усиленный в основном Mo и Nb, известен своей умеренной прочностью и исключительной коррозионной стойкостью при высокой температуре. Его механические свойства и коррозионная стойкость в значительной степени определяются перераспределением легирующих элементов во время кристаллизации в зоне сплавления слоев, что влияет на полученную микроструктуру изделия. Неоднородность структуры и химического состава образцов сплава Inconel 625, изготовленных аддитивными способами, может отрицательно влиять на свойства материала [3 – 6]. Композиционная неоднородность способна вызывать образование твердых и хрупких фаз, таких как фазы Лавеса и карбиды, в зонах, обогащенных Nb, Mo, C и Si, тем самым значительно ухудшая механические свойства и коррозионную стойкость. Возможно образование δ -фазы, влияние которой на механические свойства является неоднозначным. Кроме того, образцы сплава Inconel 625, изготовленные с использованием различных методов аддитивного производства, демонстрируют значительные различия в микроструктурных характеристиках, таких как размер зерна и состав выделенных фаз. Эти микроструктурные особенности

делают обычные процессы термообработки для аддитивных деталей не совсем применимыми [1; 2].

Термическая обработка определяет формирование структуры, размер зерна, состояние границ зерен, выделение и растворение упрочняющих фаз, что придает материалу требуемые свойства. Большая часть существующих исследований посвящена термической обработке изделий из Inconel 625, полученных по аддитивной технологии SLM, использующих в качестве сырья порошок [7 – 10]. Основными операциями термической обработки в исследованиях выступают отжиг для снятия напряжений [11 – 13], обработка на твердый раствор (закалка) [12 – 14], старение [10] и горячее изостатическое прессование [13]. Для достижения высоких прочностных свойств при комнатной и повышенных температурах жаропрочные никелевые сплавы также подвергают двойной закалке [15; 16]. Данных по изменению структурно-фазового состояния и механических характеристик после проведения двухступенчатой закалки на образцах Inconel 625, полученных методами аддитивного производства, в литературе не найдено.

В последние годы технология проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ПЭЛАП) стала важной и многообещающей альтернативой среди методов аддитивного производства благодаря своей высокой скорости выращивания и потенциалу для удовлетворения растущих потребностей современной инженерии [17]. Этот метод, в частности, облегчает производство крупных деталей со сложной геометрией. Однако он имеет определенные недостатки, такие как шероховатость поверхности, высокие первоначальные инвестиционные затраты и различия в свойствах по сравнению с деталями, изготовленными традиционным способом. К настоящему времени отсутствует информация об оптимизации свойств сплава Inconel 625, изготовленного с помощью ПЭЛАП.

В настоящей работе изучено влияние стандартной термической обработки на твердый раствор (закалка) и двухступенчатой закалки на структурно-фазовое состояние и механические свойства сплава Inconel 625, изготовленного по технологии ПЭЛАП, с целью устранения структурно-фазовой анизотропии и улучшения механических свойств.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения исследования на специализированной установке электронно-лучевого аддитивного производства был получен образец с геометрическими параметрами 155×65×20 мм. В качестве материала наплавки использовали проволоку диаметром 1,2 мм марки OKAutrodNiCrMo-3 фирмы ESAB (Швеция). Печать образца проходила при токе луча 60 мА с ускоряющим напряжением 30 кВ и скоростью 300 мм/мин, использовалась круговая развертка диаметром 6 мм.

С полученной заготовки на электроэрозионном станке срезали поверхностный слой толщиной 3 – 4 мм. Для исследования структуры после синтеза образцы отбирали из центральной части полученной заготовки, по три плоских образца были вырезаны в сечениях вдоль и поперек направления печати для определения механических свойств. Для проведения термической обработки оставшийся материал разделяли на восемь образцов размером 36×14×16 мм.

После проведения термической обработки были вырезаны плоские образцы на растяжение: по три образца в сечениях вдоль и поперек направления печати.

Механические испытания выполняли на универсальной испытательной машине TiniusOlsen 50ST по ГОСТ 1497 – 2023. Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводили на дифрактометре XRD-6000 фирмы Shimadzu (Япония) на CuK_α -излучении. Химический состав определяли с помощью портативного рентген-флуоресцентного анализатора S1 TITANSPX фирмы Bruker (США). Анализ микроструктур проводили с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного энергодисперсионным спектрометром MIRA 3 LMU фирмы Tescan (Чехия), металлографического микроскопа AxioObserver производства CarlZeiss (Германия) в светлом поле и с применением ДИК (дифференциально-интерференционного контрастирования). Пористость оценивали на полированной поверхности образцов при увеличении 100[×]. Измерение твердости образцов выполняли методом Виккерса на стационарном микротвердомере Dugascan-10 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507–1–2007 с нагрузкой 300 г.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термическую обработку образцов проводили в высокотемпературной вакуумной печи фирмы Nabertherm VHT 8/22-GR (Германия). Данная печь относится к классу электрически обогреваемых камерных печей с графитовым нагревом и возможностью проведения термообработки в среде негорючего защитного или реакционного газа, а также в вакууме. Установленный насос позволяет создавать среду низкого вакуума до –1 Бар. Режимы термообработки подбирали, исходя из анализа режимов, применённых в рабо-

Таблица 1. Режимы термообработки

Table 1. Heat treatment modes

Вид ТО	Температура, °С	Время выдержки, ч	Охлаждение*
Закалка 1	1200	2,0	Воздух
Закалка 2	1000	1,5	Воздух
* Устройство печи не позволяет провести охлаждение на воздухе. Для ускоренного охлаждения применялась продувка инертным газом (Ar) со скоростью 200 л/ч.			

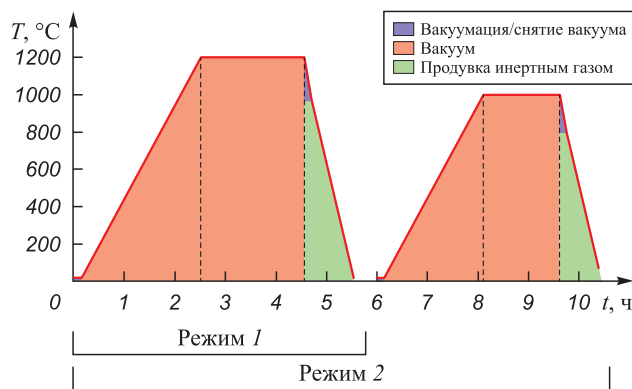


Рис. 1. Режимы термической обработки

Fig. 1. Heat treatment modes

тах [10 – 12; 18], позволяющих исправить дендритную морфологию исходной структуры. Для расчета времени термической обработки применяли данные из СТО 00220368–008–2006 по обработке для отечественного аналога ХН75МБТЮ (табл. 1).

Для проведения термической обработки использовали восемь образцов: четыре образца были подвергнуты одноступенчатой закалке (режим 1), оставшиеся – двухступенчатой закалке (режим 2). Графики термической обработки представлены на рис. 1.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Химический состав образцов после послыонного выращивания определяли рентгенофлуоресцентным методом (%: 63,5 Ni, 21,5 Cr; 9,0 Mo; 0,4 Ti; 0,4 Al; 0,5 Fe; 3,7 Nb + Ta) и он соответствовал ГОСТ 5632 – 2014. Преимущество использования проволоки в качестве исходного материала заключается не только в экономической эффективности, но и в том, что попадание вредных примесей и оксидных включений исключается, в отличие от применения порошка.

В образцах присутствует распределенная газовая пористость, образующаяся в результате кипения сплава в процессе синтеза. Распределение пор в объеме неравномерно, их количество увеличивается от центра к краю образца.

Структура материала после печати в общем имеет дендритное строение. Сформированные в процессе кристаллизации слои можно условно разделить на три, соответствующие зоне основного слоя, зоне повторного нагрева (переходной) и зоне смены кристаллизационных фронтов [19; 20]. Причиной возникновения столбчатых дендритов в зоне повторного нагрева является частичное переплавление зерен предыдущего осажденного слоя, которые послужили предзародышами для направленного роста кристаллов. Как только теплоотвод за счет нижележащего слоя ухудшается и преобладает за счет боковых поверхностей, происходит смена кристаллизационного фронта с формированием ячеистой структуры. Таким образом, за фронтом кристаллизации формируются два типа структур: ячеистая – в новом слое (рис. 2, а), и столбчатая с направленным ростом – в предыдущем.

По данным РФА фазовый состав образца представлен основной фазой γ -Ni и фазой δ -Ni₃(Nb, Mo). Сплав обладает низкой теплопроводностью, в областях основного слоя происходит аккумуляция тепла, что приводит к формированию локальных скоплений орторомбической фазы δ -Ni₃(Nb, Mo) (рис. 2, з, ж). Структурно-фазовая неоднородность приводит к анизотропии механических характеристик и высокой дисперсии значений прочности, т. е. сильному отклонению данных от средних значений (табл. 2).

После термической обработки по режиму 1 происходит гомогенизация микроструктуры, видны зерна (рис. 2, б, д). По данным РФА фазовый состав образца представлен основной фазой γ -Ni и карбидом титана (TiC). Скорость охлаждения, инициированная продувкой инертным газом, достаточно высокая, выделение

Таблица 2. Структурно-фазовые и механические характеристики образцов

Table 2. Structural-phase and mechanical characteristics of the samples

Параметр		После синтеза	Закалка 1200 °С	Закалка 1200 – 1000 °С	
Структура		дендритная	зёрненная	зёрненная	
Фазовый состав		γ -Ni, δ -Ni ₃ (Nb, Mo)	γ -Ni, TiC	γ -Ni, δ -Ni ₃ (Nb, Mo)	
Сечение	продольное	σ_b , МПа	647 ± 80	680 ± 25	727 ± 9
		σ_T , МПа	317 ± 28	291 ± 4	314 ± 5
		δ_5 , %	61 ± 3	67,6 ± 2	69,3 ± 1
		HV _{0,3}	200 – 246	204 ± 3	239 ± 2
	поперечное	σ_b , МПа	640 ± 20	712 ± 41	735 ± 5
		σ_T , МПа	355 ± 7	295 ± 23	312 ± 1
		δ_5 , %	56 ± 3	68,7 ± 5	69,3 ± 3
		HV _{0,3}	218 – 273	207 ± 2	238 ± 2

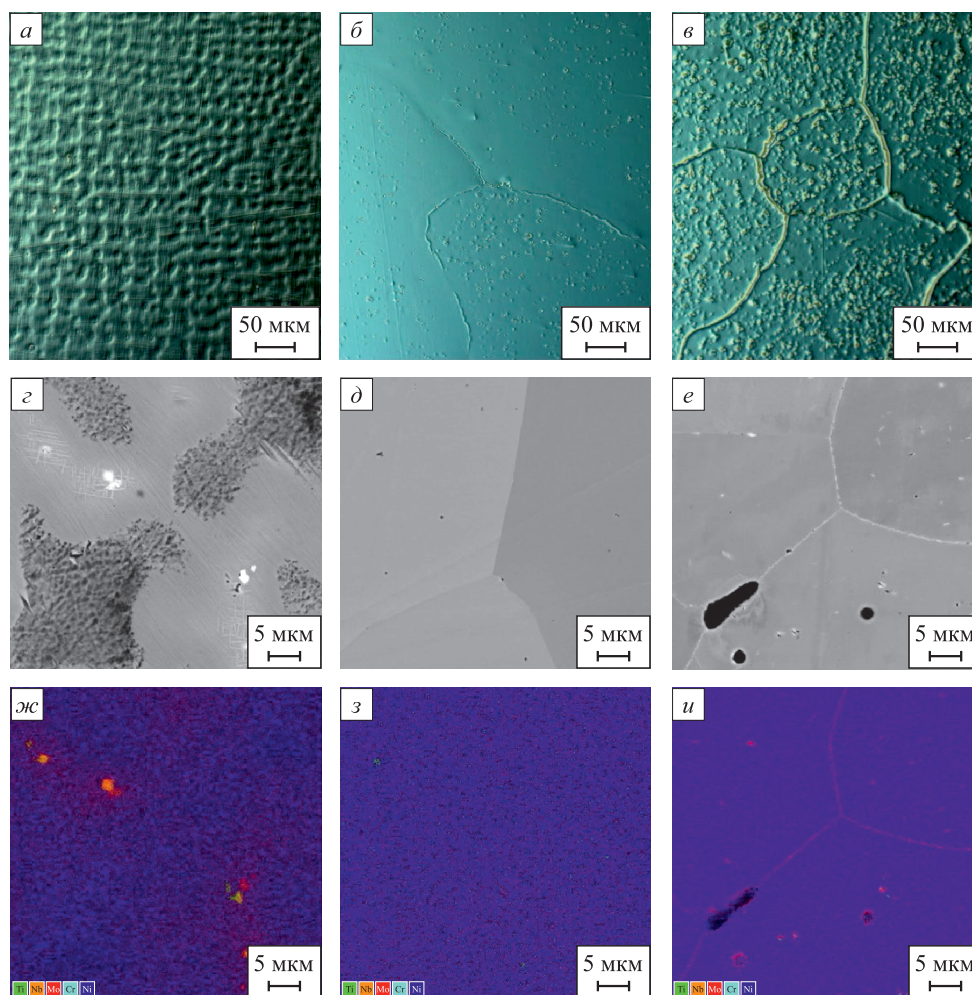


Рис. 2. Эволюция микроструктуры Inconel 625. Оптические снимки структуры.

С применением ДИК: *а* – после синтеза, зона основного сплавления;
б – после термообработки по режиму 1; *в* – после термообработки по режиму 2.
 С применением SEM: *з* – после синтеза, зона основного сплавления;
д – после термообработки по режиму 1; *е* – после термообработки по режиму 2.
 С применением EDX: *ж* – после синтеза, зона основного сплавления;
з – после термообработки по режиму 1; *и* – после термообработки по режиму 2

Fig. 2. Evolution of Inconel 625 microstructure. Optical images of the structure.

By differential interference contrasting (DIC): *a* – after synthesis, the main fusion zone;
б – after heat treatment according to mode 1; *в* – after heat treatment according to mode 2.
 SEM: *з* – after synthesis, the main fusion zone;
д – after heat treatment according to mode 1; *е* – after heat treatment according to mode 2.
 EDX: *ж* – after synthesis, the main fusion zone;
з – after heat treatment according to mode 1; *и* – after heat treatment according to mode 2

интерметаллидных фаз не происходит, однако незначительное количество TiC успевает выделиться из раствора (рис. 2, *и*).

Термическая обработка по режиму 2 приводит к выделению интерметаллидной дельта-фазы, распределенной по границам и внутри зерна (рис. 2, *в*, *е*). По данным РФА фазовый состав соответствует γ -Ni и δ -Ni₃(Nb, Mo) (рис. 2, *к*).

Более однородное выделение вторичных фаз после обеих термообработок приводит к пониженной дисперсии значений прочности, т. е. незначительному отклонению данных от средних значений по сравнению

с исходным состоянием до проведения термообработок (табл. 2).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сформировавшаяся в процессе печати дендритная ликвация приводит к разности механических характеристик образца, так различие предела прочности образцов, вырезанных в одном сечении, достигает 12 %. Предел прочности повышается с изменением структуры, обусловленной термической обработкой. Выделившись из раствора, фаза δ -Ni₃(Nb, Mo) приво-

дит к дисперсионному упрочнению, увеличивая предел прочности и твердость материала. Предел текучести изменяется не монотонно. В сплаве Inconel 625 до термической обработки матричные элементы Cr и Ni находятся в ядрах дендритов, в то время как легирующие элементы Nb, Mo и Ti находятся в междендритных областях. В процессе закалки Cr, Ni, Nb, Mo и Ti равномерно распределяются между ядрами дендритов и междендритными областями, тем самым придерживаясь фундаментального принципа диффузии перемещения из областей с высокой концентрацией в области с более низкой концентрацией. В то же время столбчатые дендриты трансформируются в изометрические кристаллы. Обычно движущей силой рекристаллизации является остаточное напряжение, возникающее в результате пластической деформации материала [2]. Однако в изделиях, полученных по технологии ПЭЛАП, движущей силой рекристаллизации являются остаточные напряжения, вызванные повторными циклами нагрева и охлаждения осажденных слоев.

Зерно, сформированное при закалке, достигает размера 0,3 – 0,5 мм, снижая предел текучести на 19 %. При термообработке по режиму 2 происходит изотермическое выделение δ -фазы, что обусловлено диффузионными процессами, в результате которых Nb и Mo мигрируют с образованием интерметаллидной фазы, повышая предел текучести. В разных источниках влияние орторомбической δ -фазы оценивается в разном ключе. Помимо фактов об отрицательной роли в формировании механических свойств, есть данные, доказывающие, что при определенной морфологии и распределении в структуре материала она может играть положительную роль, участвуя в дисперсионном упрочнении сплава. По результатам проведенных экспериментов можно сделать вывод о положительном влиянии фазы δ -Ni₃(Nb,Mo), сформировавшейся в результате двойной закалки. Выделившись равномерно как по границам, так и внутри зерен, она приводит к дисперсионному упрочнению, увеличению предела прочности и предела текучести, а также к пониженной дисперсии значений предела прочности и предела текучести.

Выводы

Полученные по технологии ПЭЛАП образцы имеют дендритную структуру со значительной анизотропией механических свойств. Слоистость в сечении, продольном направлению печати, приводит к высокой дисперсии значений предела прочности, когда от образца к образцу значения изменяются в пределах 25 %. В то же время во взаимно перпендикулярном сечении диапазон изменения предела прочности снижается в 4 раза, что объясняется волнистым строением слоев. Результаты измерения микротвердости в поперечном сечении выше, чем в продольном. Изменения микротвердости в каждом сечении достигает 20 %.

Проведение закалки в вакууме с продувкой инертным газом позволяет изменить структуру до гомогенного твердого раствора с единичными карбидами TiC. Среднее значение микротвердости в обоих сечениях – 206 HV_{0,3}.

При проведении двухступенчатой закалки происходит равномерное выделение орторомбической фазы δ -Ni₃(Nb,Mo) по всему объему образца, приводящей к дисперсионному упрочнению. Изменение структуры приводит к повышению механических характеристик образцов при комнатной температуре и стабильным результатам с изменениями в пределах 1 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kocaman E., Gürol U., Günen A., Çam G. Effect of post-deposition heat treatments on high-temperature wear and corrosion behavior of Inconel 625. *Materials Today Communications*. 2025;42:111101. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.111101>
2. Xu Y., Yang J., Shi Y., Zhang W., Cai X., Wang W., Li C., Wu G. Effect of heat treatment process on property and corrosion resistance of additively formed Inconel 625 alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;924:147738. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147738>
3. Li C., White R., Fang X.Y., Weaver M., Guo Y.B. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment. *Materials Science and Engineering*. 2017;705:20–31. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.058>
4. Qin L., Chen C., Zhang M., Kai Y., Cheng G., Jing H., Wang X. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN625 by laser additive manufacturing. *More Rapid Prototyping Journal*. 2017;23(6):1119–1129. <https://doi.org/10.1108/RPJ-05-2016-0081>
5. Fei C., Qin W., Chi Z., Huang Z., Jia M., Shen Q. Microstructures and mechanical behaviors of additive manufactured Inconel 625 alloys via selective laser melting and laser engineered net shaping. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;917:165–572. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165572>
6. Болтрушевич А.Е., Мартюшев Н.В., Козлов В.Н., Кузнецова Ю.С. Структура заготовок из сплава инконель 625, полученных электродуговой наплавкой и наплавкой с помощью электронного луча. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2024;26(4):206–217. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2024-26.4-206-217>
7. Boltrushевич А.Е., Martyushev N.V., Kozlov V.N., Kuznetsova Yu.S. Structure of Inconel 625 alloy blanks obtained by electric arc surfacing and electron beam surfacing. *Obrabotka metallov (Metal Working and Material Science)*. 2024;26(4):206–217. (In Russ.). <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2024-26.4-206-217>
7. Marchese G., Piscopo G., Lerda S., Salmi A., Atzeni E., Biamino S. Heat-treated Inconel 625 by laser powder bed fusion: Microstructure, tensile properties, and residual stress evolution. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2024;33:6825–6834. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09235-7>

8. Zhu J., Feng K., Kokawa H., Li Z. Effect of heat treatment on the anisotropic mechanical properties and corrosion resistance of laser powder bed fusion fabricated Inconel 625. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;1001:175087. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175087>
9. Gonzalez J.A., Mireles J., Stafford S.W., Perez M.A., Terrazas C.A., Wicker R.B. Characterization of Inconel 625 fabricated using powder-bed-based additive manufacturing technologies. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;264:200–210. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.031>
10. Li C., White R., Fang X.Y., Weaver M., Guo Y.B. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment. *Materials Science and Engineering*. 2017;705:20–31. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.058>
11. Синчен В., Чанюнь Ч., Ланьлань Ц., Минь Ч. Эволюция микроструктуры и механическое поведение суперсплава инконель 625, полученного прямым лазерным осаждением металла. *Физика металлов и металловедение*. 2021;122(9):963–967. <https://doi.org/10.31857/S0015323021090126>
Sin chen V., Chan yun Ch., Lan lan Ts., Min Ch. Microstructure evolution and mechanical behavior of Inconel 625 superalloy produced by direct laser metal deposition. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2021;122(9):963–967. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S0015323021090126>
12. Marchese G., Parizia S., Rashidi M., Saboori A., Manfredi D., Ugues D., Lombardi M., Hryha E., Biamino S. The role of texturing and microstructure evolution on the tensile behavior of heat-treated Inconel 625 produced via laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;769:138500. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138500>
13. Kreitzberg A., Brailovski V., Turenne S. Effect of heat treatment and hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy processed by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;689:1–10. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.038>
14. Hu Y.L., Lin X., Zhang S.Y., Jiang Y.M., Lu X.F., Yang H.O., Huang W.D. Effect of solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by laser solid forming. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;767:330–344. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.07.087>
15. Назаров Е.Г., Масленников С.Б. Термическая обработка аустенитных жаропрочных сталей и сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1970;(3): 54–59.
Nazarov E.G., Maslennikov S.B. Heat treatment of austenitic heat-resistant steels and alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1970;(3):54–59. (In Russ.).
16. Борздыка А.М., Цейтлин В.З. Структура и свойства жаропрочных сплавов в связи с термической обработкой. Москва: Машиностроение; 1967:246.
17. Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Москвичев Е.Н., Колубаев Е.А. Влияние погонной энергии на структурные особенности изделий из сплава ЖС6У, сформированных проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологией. *Известия вузов. Физика*. 2021;(8):31–37. <https://doi.org/10.17223/00213411/64/8/31>
Gurianov D.A., Fortuna S.V., Nikonov S.Yu., Moskvichev E.N., Kolubaev E.A. The influence of changes in the value of the heat input on the structural features of ZHS6U alloy products formed by the wire-feed electron-beam additive. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2021;(8):31–37. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/64/8/31>
18. Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;509(1–2):98–104. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.009>
19. Овчаренко В.А., Бабаев А.С., Козлов В.Н. Особенности формирования микроструктуры и её влияние на механические свойства в образце инконель 625, полученным по аддитивной технологии EBAM. В кн.: *Современные проблемы машиностроения: Труды XVII Международной научно-технической конференции, г. Томск, 25–29 ноября 2024 г.* Томск: Издательство Томского политехнического университета; 2024: 338–340.
20. Бабаев А.С., Козлов В.Н., Овчаренко В.А., Семенов А.Р., Бельчиков И.А. Исследование обрабатываемости при фрезеровании сплава инконель 625, полученного по технологии EBAM. *Научно-технические технологии в машиностроении*. 2025;(5(167)):33–41. <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2025-5-30-41>
Babaev A.S., Kozlov V.N., Ovcharenko V.A., Semenov A.R., Bel'chikov I.A. Processing characteristics study for the alloy obtained through additive technology EBAM (Inconel 625) under milling. *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. 2025;(5(167)):33–41. (In Russ.). <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2025-5-30-41>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Валерия Алексеевна Овчаренко, аспирант отделения материаловедения инженерной школы новых производственных технологий, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

ORCID: 0009-0000-4797-5604

E-mail: vy.gornova@yandex.ru

Артём Сергеевич Бабаев, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории нанотехнологий металлургии, Национальный исследовательский Томский государственный университет

ORCID: 0000-0003-2334-1679

E-mail: temkams@mail.ru

Valeriia A. Ovcharenko, Postgraduate of the Department of Material Science of Engineering School of New Manufacturing Technologies, National Research Tomsk Polytechnic University

ORCID: 0009-0000-4797-5604

E-mail: vy.gornova@yandex.ru

Artem S. Babaev, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Nanotechnology in Metallurgy, National Research Tomsk State University

ORCID: 0000-0003-2334-1679

E-mail: temkams@mail.ru

Николай Леонидович Савченко, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8254-5853

E-mail: savnick@ispms.ru

Ирина Леонидовна Стрелкова, к.т.н., доцент отделения материаловедения инженерной школы новых производственных технологий, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

ORCID: 0000-0002-2222-2865

E-mail: strelkova@tpu.ru

Nickolai L. Savchenko, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8254-5853

E-mail: savnick@ispms.ru

Irina L. Strelkova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Department of Material Science of Engineering School of New Manufacturing Technologies, National Research Tomsk Polytechnic University

ORCID: 0000-0002-2222-2865

E-mail: strelkova@tpu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. А. Овчаренко – анализ литературы, оптическая микроскопия, проведение испытаний на одноосное растяжение, термическая обработка, описание результатов исследований.

А. С. Бабаев – постановка задачи, анализ результатов исследования, формулирование выводов.

Н. Л. Савченко – проведение рентгенофазового анализа образцов на дифрактометре XRD-6000, анализ литературы, описание и анализ результатов исследования, формулирование выводов.

И. Л. Стрелкова – оптическая микроскопия, описание и анализ результатов исследования, формулирование выводов.

V. A. Ovcharenko – literary analysis, research by optical microscopy, uniaxial tensile testing, conducting heat treatment, description of research results.

A. S. Babaev – problem statement, analysis of research results, formulation of conclusions.

N. L. Savchenko – conducting X-ray phase analysis (XRD) on the XRD-6000 diffractometer, literary review, description and analysis of research results, formulation of conclusions.

I. L. Strelkova – research by optical microscopy, description and analysis of research results, formulation of conclusions.

Поступила в редакцию 02.09.2025

После доработки 25.09.2025

Принята к публикации 02.04.2026

Received 02.09.2025

Revised 25.09.2025

Accepted 02.04.2026