

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Научная статья
УДК 669-1

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАГОТОВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО АДДИТИВНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

Андрей Владимирович Балякин¹, Екатерина Александровна Носова², Максим Андреевич Олейник³ ✉
^{1, 2, 3} Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
(Самарский университет),
Самара, Россия
¹ balaykinav@ssau.ru
² eanosova@mail.ru
³ oleynik1997@mail.ru ✉

Аннотация. Представлено исследование влияния различных режимов термической обработки на твёрдость, микроструктуру и остаточные напряжения жаропрочного сплава ЭП648. Показано, что нагрев изделий до 1180°C, выдержка в течение 4 ч, охлаждение на воздухе позволяют снизить твердость от НВ 191 ± 1 до НВ 135 ± 1. Минимальная твердость НВ 127 ± 1 может быть достигнута после нагрева до 1140°C, выдержки в течение 4 ч и охлаждения вместе с печью. При микроструктурных исследованиях обнаружено формирование упрочняющих фаз после различных видов термообработки, наличие разнотерности, отсутствие слоистой микроструктуры. Выявлены режимы термообработки, при которых формируется упорядоченная структура твёрдых растворов.

Ключевые слова: аддитивное производство, прямое лазерное выращивание, термообработка жаропрочного сплава, микроструктура после термообработки, твердость материала, остаточные напряжения в структуре материала

Финансирование: работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме: «Организация высокотехнологичного производства промышленных ГТД с интеллектуальной системой конструкторско-технологической подготовки для повышения функциональных характеристик» (Соглашение о предоставлении гранта № 075-11-2021-042 от 24.06.2021).

Для цитирования: Балякин А.В., Носова Е.А., Олейник М.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства заготовок из жаропрочных никелевых сплавов, полученных по аддитивным технологиям // Вестник Московского авиационного института. 2023. Т. 30. № 3. С. 209–219.

METALLURGY AND MATERIAL SCIENCE

Original article

HEAT TREATMENT EFFECT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WORKPIECES FROM HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGIES

Andrei V. Balyakin¹, Ekaterina A. Nosova², Maksim A. Oleinik³ ✉
^{1, 2, 3} Samara National Research University named after academician S.P. Korolev (Samara University),
Samara, Russia
¹ balaykinav@ssau.ru
² eanosova@mail.ru
³ oleynik1997@mail.ru ✉

© Балякин А.В., Носова Е.А., Олейник М.А., 2023

Abstract

Both conventional technologies for workpieces obtaining and additive technological process of direct energy and material feeding (DED) are being employed for manufacturing bulky workpieces for gas turbine engines parts from heat-resistant nickel-based alloys.

The DED technology allows managing a highly coordinated energy impact on the micro-volume of the alloy, which ensures the material structure obtaining with higher working characteristics compared to castings. As of now, nickel materials application in the area of additive technologies is limited by the ultrafast crystallization processes specifics that cause accumulation of significant internal stresses, which leads to micro- and macro-defects forming. Heat treatment is recommended for residual stresses reduction in the products after the DED process, but optimal modes of such kind of the workpieces processing are not clearly specified. On the other hand, heat treatment implies obtaining high mechanical properties. For the products fabricated by additive methods of surfacing powders with non-equilibrium structure, the similar recommendations are of rather small volume.

The place of heat treatment in the general cycle of parts manufacturing is being set depending on the requirements for the product properties. In most cases, heat treatment is being performed after mechanical post-treatment. This is associated with the requirements to high strength, hardness and wear resistance of the product material.

The article studies the effect of various heat treatment modes on the hardness, microstructure and residual stresses of the samples made of the HN50VMTUB heat-resistant nickel-based alloy obtained by the DED technology.

The DED technology of workpieces manufacturing from the HN50VMTUB alloy leads to a fairly high hardness of about 190 HB. It is well-known that the products growth from the highly-alloyed powder of non-equilibrium structure proceeds by rapid cooling, which causes structural changes similar to the aging while heating by the laser beam. Heat treatment of the grown products may be aimed at increasing the machinability by cutting and reducing the of products warping herewith, as the result of the residual stresses redistribution. In this case, the decrease in hardness may be the goal achieving criterion.

The results of the presented study demonstrate that the most economical mode of heat treatment for the residual stresses removing is the mode consisting in products heating up to 1180°C, holding for four hours with subsequent air cooling, which allows reducing hardness from 191 ± 1 HB to 135 ± 1 HB. The lowest hardness values of HB 128 ± 1 were obtained after heating to 1140°C, holding for 4 hours and cooling with a furnace. Air cooling allows obtaining hardness of HB 130 ± 18 . On the one hand, this indicates slightly higher hardness values, but deviations are of a higher level, the level of residual stresses in the annular samples herewith are of the lowest values, which follows from the results of samples geometry changing after cutting.

The highest hardness of 311 ± 8 HB was obtained at the end of heat treatment, which includes heating up to 1100°C; holding for 4 h; air cooling, and then heating up to 950°C, 3.5 h holding, air cooling; then heating up to 800°C, exposure 7.5 h, air cooling, then heating up to 700°C, holding time of 14 h, air cooling.

The microstructure analysis of the grown samples reveals that after all types of heat treatment, an inequigranular structure is being formed in the samples, and the layered structure characteristic for the deposited particles is lost.

Keywords: additive manufacturing, direct metal deposition, heat-resistant alloy heat treatment, microstructure after heat treatment, hardness of material, residual stresses in the material structure

Funding: the work was supported by the Ministry of Education and Science of Russian Federation as a part of the comprehensive project realization on creating a high-tech production on the topic: “High-tech production organization of industrial gas turbine engines with an intelligent system of design and technological training for functional characteristics improving” (Grant Agreement No. 075-11-2021-042 dated 06/24/2021).

For citation: Balyakin A.V., Nosova E.A., Oleinik M.A. Heat Treatment Effect on the Structure and Properties of Workpieces from Heat-Resistant Nickel Alloys Obtained by Additive Technologies. *Aerospace MAI Journal*, 2023, vol. 30, no. 3, pp. 209-219.

Введение

Для получения крупногабаритных заготовок деталей газотурбинных двигателей сложной геометрической формы из жаропрочных никелевых сплавов применяют аддитивный технологический процесс прямого подвода энергии, известный как прямое лазерное выращивание (ПЛВ) [1, 2]. Однако на данный момент для аддитивного производства применяются сплавы, изначально разработанные для традиционных технологических процессов, таких как литье, горячее деформирование, сварка и др. Отечественные производители изготавливают порошки жаропрочных сплавов на основе никеля для аддитивного производства следующих марок: ВЖ159, ЖС6У, ВКНА-1В и ЭП648, ПР-08ХН53БМТЮ, ЭП741НП, АЖК и ЖС32. Представленные в статье результаты исследования структуры и свойств изделий, полученных по технологии аддитивного производства ПЛВ, позволяют управлять высококоординированным энергетическим воздействием на микрообъем сплава, что обеспечивает получение структуры материала с более высокими, по сравнению с отливками, рабочими характеристиками. В настоящее время применение никелевых материалов в области аддитивных технологий ограничивается особенностями процессов сверхбыстрой кристаллизации, вызывающих накопление значительных внутренних напряжений, что ведет к образованию микро- и макродефектов. Для снижения уровня остаточных напряжений в изделиях после ПЛВ рекомендуется проводить термическую обработку, однако оптимальные режимы такой обработки заготовок четко не установлены. С другой стороны, термическая обработка способствует улучшению механических свойств. В публикациях [3–7] можно обнаружить сведения о поиске оптимальных режимов термообработки для литых или деформированных изделий из никелевых жаропрочных сплавов. Для изделий, изготовленных аддитивными методами наплавки порошков с неравновесной структурой, таких рекомендаций мало.

Место термической обработки в общем цикле изготовления деталей зависит от требований к свойствам изделия. В большинстве случаев термическая обработка проводится после механической постобработки [8, 9]. Это связано с требованиями высокой прочности, твердости и износостойкости материала изделия. Если заготовка должна обладать высокой вязкостью и низкой прочностью для выполнения последующей интенсивной механической постобработки или правки, то термическая обработка проводится до механической обработки. Такая последовательность операций позволяет уменьшить количество дефектов различной морфологии и обеспечить высокое качество изделия.

Известны режимы термической обработки жаропрочных сплавов на никелевой основе, которые включают закалку, обеспечивающую полное растворение упрочняющей γ' -фазы и рекристаллизацию структуры, а также один или два этапа старения с изотермической выдержкой в области температур образования γ' -фазы. Например, в [23] содержатся сведения о режиме термообработки, состоящей из закалки при температуре 970–1010°C и последующего охлаждения на воздухе, а затем старения при 621–718°C. Также описывается режим, который включает закалку при 1065–1165°C и старение при 700–730°C. Однако использование заявленных режимов термообработки не обеспечивает термически стабильную структуру сплава, что необходимо для эффективной и надежной работы изготавливаемых деталей. Как известно [3], преобладающая доля упрочняющей γ' -фазы выделяется в интервале температур старения от 650 до 980°C и не может достаточно полно образовываться за счет изотермической выдержки в узком интервале температур. Если детали прошли термическую обработку в узком интервале температур, это может привести к структурным изменениям в процессе эксплуатации, а также к частичному растворению мелкодисперсных частиц γ' -фазы и выгоранию легирующих элементов, что приводит к изменению механических свойств сплава материала и снижению работоспособности детали.

Для жаропрочного сплава ЭП648 (ВХ4А) и его литейной модификации ВХ4Л технические условия [11] определяют режим термической обработки, который включает отжиг при 900°C в течение 10–16 ч и закалку на воздухе с температуры 1250°C [12]. Большой опыт использования сплава ЭП648 в авиационном двигателестроении показал, что сплав обладает высокими прочностью, пластичностью и свариваемостью, но его использование имеет и несколько серьезных недостатков, которые ограничивают ресурс изделий. Высокое содержание хрома (32–35% по массе) не обеспечивает существенного повышения жаростойкости при температурах выше 1000°C по сравнению со сплавами, в которых содержание хрома составляет 20–25%. Кроме того, избыточные фазы на основе хрома, которые упрочняют сплав, подвержены вырождению в игольчатую или пластинчатую структуру в процессе наработки. Из-за нестабильности твердого раствора из сплава также выделяются нежелательные фазы (σ , μ и Лавеса) низкопластичной морфологии [3] в процессе эксплуатации, что приводит к резкому падению механических свойств, в первую очередь пластичности и жаропрочности, а это может стать причиной разрушения изделия в процессе эксплуатации.

Критериями оценки результатов термической обработки являются достижение требуемой твердости, уровень остаточных напряжений, микроструктура. Для определения уровня остаточных напряжений предлагаются различные способы: расчетный, механический, физический, рентгеноструктурный.

Из механических методов получения остаточных напряжений наибольшее практическое применение нашли методы Г. Закса и Н. Н. Давиденкова. Метод исследования остаточных напряжений, разработанный Г. Заксом, включает в себя сложный процесс многоэтапного растачивания или обтачивания цилиндрических изделий, с последующим измерением их окружной и осевой деформации на внутреннем или внешнем радиусе. Благодаря этому методу можно определить остаточные напряжения в окружных, радиальных и осевых направлениях. Тем не менее следует отметить, что метод является очень трудоемким и затратным, поскольку требует применения дорогостоящих и высокоточных измерительных приборов для учета небольших деформаций. В случаях, когда необходимо определить только окружные остаточные напряжения, можно использовать более простой и доступный метод, разработанный Н.Н. Давиденковым. Он основывается на разрезании цилиндра вдоль образующей и измерении его срединного диаметра, без последующего удаления металла с внутренней поверхности [12].

Анализ исследований [3, 11–13] подтверждает, что в жаропрочных никелевых сплавах ключевую роль играет γ' -фаза, доля которой зависит от химического состава и пропорциональна содержанию Ti + Al или Nb + Al. Если содержание Ti, Al превышает 8%, то доля γ' -фазы достигает 60% (по массе) [14]. Процесс образования γ' -фазы в сплаве при термической обработке улучшает его жаропрочность и механические свойства как при комнатной температуре, так и при высоких температурах.

Последние исследования комплексно-легированных сплавов показали, что состав γ' -фазы является сложным, поскольку никель и алюминий могут быть заменены другими элементами [15]. Эта фаза оказывает положительное влияние на механические свойства сплава, образуя когерентные мелкодисперсные частицы, которые блокируют движение дислокаций при температурах от 600 до 950°C [16, 17]. В то же время γ' -фаза более пластична, чем карбиды, и ее прочность увеличивается при повышении температуры [18, 19]. Однако в процессе формирования могут образовываться дополнительные некогерентные фазы, такие как γ' -фаза (Ni_3Ti), Cr-фаза ($FeCr$), карбиды ($Me_2_3C_6$ и Me_6C), бориды (Me_3B_2), которые могут вызвать

охрупчивание сплавов, выделяясь на границах зерен вследствие сегрегации или ликвации [20, 21].

Целью исследования было изучить влияние термообработки на микроструктуру, твердость заготовок из жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648, полученного на установке прямого лазерного выращивания.

Материалы и методы

Образцы были получены из металлического порошка жаропрочного сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) (по ТУ 14-1-1072-74), материал подложки – Ст3. Образцы были выращены на установке ПЛВ при помощи четырехструйного коаксиального сопла с углом раствора 45° по режиму: мощность лазерного излучения 2000 Вт; скорость сплавления 25 мм/с; диаметр пучка лазера 2,5 мм, высота слоя 0,8 мм и ширина трека 1,6 мм. Образцы в виде параллелепипедов с размерами: 130 × 20 × 30 мм были изготовлены согласно ГОСТ Р 57556. Из выращенных образцов вырезались заготовки для структурных исследований с размерами 30 × 20 × 30 мм. При изготовлении образцов резку проводили с использованием смазывающе-охлаждающей жидкости во избежание перегрева и прижогов материала.

С целью изучения изменения микроструктуры и твердости образцов из жаропрочного сплава ЭП648, полученного методом ПЛВ, в процессе термообработки, после каждого этапа термической обработки для режимов, указанных в качестве рекомендованных в нормативно-справочной литературе [11, 13, 14] и патентах [22, 23] (табл. 1) проводили исследования:

- твердости образцов по Бринеллю (ГОСТ 9012) с использованием стационарного твердомера ТК-2М;
- микроструктуры образцов на металлографическом инвертированном микроскопе МЕТАМ ЛВ-32.

Исследование проводили после каждого этапа для выявления режимов, при которых происходят наиболее существенные изменения структуры и свойств.

Микроструктура образцов после термообработки по режимам, указанным в табл. 1, представлена на рис. 1. Результаты измерения твердости приведены в табл. 2.

Анализ результатов, представленных в табл. 2, показывает:

1. Наименьшая твердость $HV_{128 \pm 1}$ была достигнута после нагрева до 1140°C, выдержки 4 ч, охлаждения с печью, что можно объяснить наиболее полным протеканием диффузионных процессов в диапазоне температур выдержки и образованием равновесной структуры при медленном охлаждении. Охлаждение

Таблица 1

Режимы термической обработки жаропрочного сплава ЭП648

№ режима	Условия
I	1180°C ± 10°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе; 1000°C ± 10°C, выдержка 5 ч, охлаждение на воздухе; 850°C ± 10°C, выдержка 10 ч, охлаждение на воздухе; 750°C ± 10°C, выдержка 20 ч, охлаждение на воздухе
II	1100°C ± 10°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе; 950°C ± 10°C, выдержка 3,5 ч, охлаждение на воздухе; 800°C ± 10°C, выдержка 7,5 ч, охлаждение на воздухе; 700°C, выдержка 14 час, охлаждение на воздухе
III	1050°C ± 10°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе; 900°C ± 10°C, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе; 750°C ± 10°C, выдержка 5 ч, охлаждение на воздухе; 650°C ± 10°C, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе
IV	1000°C ± 10°C, выдержка 4 ч; охлаждение с печью до 900°C ± 10°C, выдержка 40 мин; охлаждение с печью до 800°C ± 10°C, выдержка 90 мин; охлаждение с печью до 700°C ± 10°C, выдержка 5 ч; охлаждение с печью до 600°C ± 10°C, выдержка 7 ч, далее на воздухе
V	1180°C ± 10°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе; 900°C ± 10°C, выдержка 16 ч, охлаждение на воздухе
VI	1140°C ± 10°C, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе; 900°C ± 20°C, выдержка 16 ч, охлаждение на воздухе



Режим I



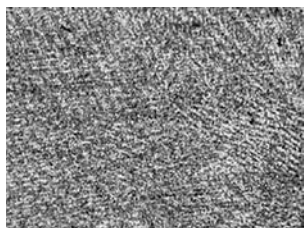
Режим II



Режим III



Режим IV



Режим V



Режим VI

Рис. 1. Микроструктура образцов после термообработки, х366

Таблица 2

Результаты измерения твердости образцов по Бринеллю

№ режима	Режим ТО	Твердость, НВ
0	Исходный	191 ± 1
1	1180°C, 4 ч, воздух	135 ± 1
	1000°C, 5 ч, воздух	167 ± 22
	850°C, 10 ч, воздух	249 ± 2
	750°C, 20 ч, воздух	254 ± 4
2	1100°C, 4 ч, воздух	130 ± 18
	950°C, 3,5 ч, воздух	163 ± 17
	800°C, 7,5 ч, воздух	247 ± 9
	700°C, 14 ч, воздух	311 ± 8
3	1050°C, 4 ч, воздух	144 ± 20
	900°C, 2 ч, воздух	194 ± 12
	750°C, 5 ч, воздух	222 ± 24
	650°C, 8 ч, воздух	230 ± 19
4	1000°C, 4 ч	143 ± 17
	с печью до 900°C, 40 мин	167 ± 5
	с печью до 800°C, 1,5 ч	225 ± 29
	с печью до 700°C, 5 ч	191 ± 39
	с печью до 600°C, 7 ч, далее воздух	216 ± 50
	600°C, 7 ч, печь	191 ± 7
5	1180°C, 4 ч, печь	129 ± 1
	900°C, 16 ч, печь	229 ± 29
	1180°C, 4 ч, воздух	136 ± 2
	900°C, 16 ч, воздух	236 ± 29
6	1140°C, 4 ч, печь	128 ± 1
	900°C, 16 ч, печь	192 ± 27
	1140°C, 4 ч, воздух	134 ± 2
	900°C, 16 ч, воздух	199 ± 3

образцов с печью (режимы 4, 5, 6) приводит к понижению твердости на 7–10% меньшей по сравнению с охлаждением на воздухе (режимы 1, 2, 3), что позволяет выбирать охлаждение на воздухе вместо печи для ускорения термообработки и, следовательно, сокращения себестоимости получаемых деталей при условии использования одинакового режущего инструмента или способа механической постобработки без значительного повышения износа инструмента.

2. Наибольшая твердость НВ 311 ± 8 достигается при применении режима термообработки (II), включающей охлаждение на воздухе после каждого этапа нагрева до 1100°C с выдержкой 4 ч, затем нагрев до 950°C с выдержкой 3,5 ч, затем нагрев до 800°C с выдержкой 7,5 ч и затем нагрев до 700°C с выдержкой 14 ч. Это может объясняться образованием в микроструктуре образца упрочняющей

γ' -фазы и дополнительных некогерентных фаз, таких как γ' -фаза (Ni_3Ti), Cr-фаза (FeCr) и карбидов (Me_{23}C_6 и Me_6C), как показано в работе [3].

При анализе микроструктуры обнаружено, что в образцах после всех видов термообработки формируется разнотернистость, утрачивается слоистая структура, характерная для наплавленных частиц. В образцах, прошедших термическую обработку по режимам I, II, III и VI, в структуре зерен наблюдаются выделения избыточных фаз. В микроструктуре образцов после термообработки по режимам IV и V наблюдаются структуры, характерные для упорядоченных твердых растворов на основе никеля – видно чередование фаз пластинчатой формы. Однако твердость этих образцов по окончании термообработки различается, различие в значениях составляет около 25%, хотя упорядо-

чивание должно приводить к получению более однородных свойств и повышению прочностных характеристик [24–26].

Для изучения внутренних остаточных напряжений технологией ПЛВ были изготовлены кольцевые образцы из жаропрочного сплава ЭП648. Произведена термическая обработка по режимам, указанным в табл. 3. Выбор режимов объясняется тем, что после выдержки при температуре 1180°C в течение 4 ч с последующим охлаждением в печи и на воздухе твердость образцов ниже, что благоприятно для механической постобработки изделий. Последующее высокотемпературное старение приводит к существенному повышению твердости, что необходимо для обеспечения требуемого уровня механических свойств. Внешний вид образцов представлен на рис. 2.

Таблица 3

Режимы термообработки колец

№ образца	Термообработка	Охлаждение
1	1180°C, 4 ч	На воздухе
2	1180°C, 4 ч	На воздухе
	900°C, 16 ч	
3	1180°C, 4 ч	С печью
	900°C, 16 ч	
4	1180°C, 4 ч	С печью
5	Без термообработки	

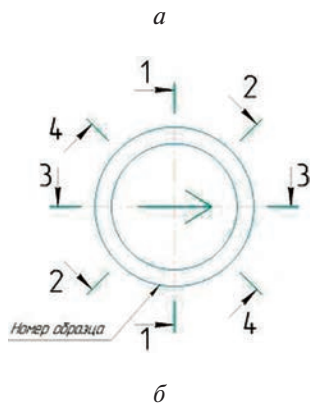
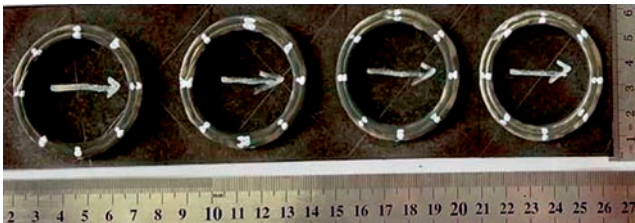


Рис. 2. Вид образцов для определения остаточных напряжений:
 а – образцы после ПЛВ;
 б – схема измерения образцов

Для предотвращения возникновения дополнительных напряжений отрезка колец от подложки и последующее резание колец осуществлялись с использованием электроэрозионной обработки. Перед и после отрезки от материала подложки кольцевые образцы были измерены, схема измерения представлена на рис. 2, б.

После термообработки и разрезания кольца были измерены в соответствии со схемой, представленной на рис. 3. Разрезание осуществлялось с помощью проволоки диаметром 0,25 мм. Критериями оценки остаточных напряжений являлись значения t_1 , t_2 , d_1 и d_2 .

Параметры t_1 , t_2 , d_1 и d_2 измерялись на инструментальном микроскопе БМИ-1. Результаты измерения кольцевых образцов после ПЛВ и термической обработки представлены в табл. 4, после разрезки – в табл. 5.

Из результатов измерений видно, что после термообработки величина прорези в 2,5 ... 3 раза меньше по сравнению с образцами, полученными методом ПЛВ при мощности лазерного излучения 2000 Вт, скорости сплавления 25 мм/с, диаметре пучка лазера 2,5 мм, высоте слоя 0,8 мм и ширине трека 1,6 мм на подложке из Ст3. Наименьшие зазоры в образцах получены в образцах после термической обработки, состоящей из нагрева до 1180°C, выдержки 4 ч и охлаждения на воздухе.

Анализ способа охлаждения при термообработке показывает, что охлаждение образцов вместе с печью с при одинаковой температуре и продолжительности выдержки приводит к увеличению зазора и повышению уровня остаточных напряжений в образцах.

Обсуждение

При прямом лазерном выращивании изделий из сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) получается довольно высокая твердость – около 190 НВ. Известно, что

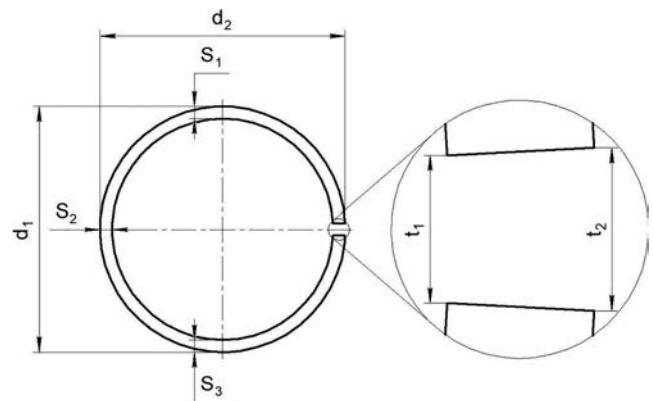


Рис. 3. Схема измерения образца после разрезания

Таблица 4

Результаты измерения цилиндрических образцов после ПЛВ

	Образец	1	2	3	4	5
На платформе	Ø наружный	50,3 ±0,1	50,3 ±0,3	50,4 ±0,1	50,5 ±0,08	50,4 ±0,1
	Стенка	5,9 ±0,1	5,9 ±0,1	6,04 ±0,17	6,08 ±0,09	5,81 ±0,1
Отделенные	Ø наружный	50,2 ±0,1	50,4 ±0,1	50,3 ±0,2	50,4 ±0,08	50,15 ±0,1
	Стенка	5,95 ±0,13	5,93 ±0,09	5,9 ±0,1	5,85 ±0,04	5,65 ±0,1

Таблица 5

Результаты измерений образцов после разрезки

№ образца	Режим термообработки	Результаты измерений			
		d ₁ , мм	d ₂ , мм	t ₁ , мм	t ₂ , мм
1	1180°C, 4 ч, охлаждение на воздухе	50,6	50,0	0,25	0,27
2	1180°C, 4 ч; 900°C, 16 ч, охлаждение на воздухе	50,4	50,3	0,29	0,31
3	1180°C, 4 ч; 900°C, 16 ч, охлаждение с печью	50,0	50,6	0,29	0,32
4	1180°C, 4 ч, охлаждение с печью	50,0	50,2	0,32	0,33
5	Без термообработки	50,5	50,4	0,71	0,80

изделия выращиваются из высоколегированного порошка, полученного путем быстрого охлаждения и имеющего неравновесную структуру, в результате чего при нагреве лазерным пучком происходят структурные изменения, схожие со старением. Термическая обработка выращенных изделий может быть направлена на повышение обрабатываемости резанием и снижение коробления изделий при этом в результате перераспределения остаточных напряжений. В этом случае критерием достижения цели может служить снижение твердости.

В результате проведения термообработки по режимам IV и V были получены упорядоченные структуры, похожие результаты представлены в работе [25], однако режимы термообработки в этих публикациях не раскрыты. В работе [26] представлены результаты исследования микроструктуры образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) из сплава ВЖ159, в которых после 500-часовой выдержки при температурах 800 и 900°C обнаружены выделения пластинчатой формы, напоминающие структуру, выявленную в представленном исследовании и в работах [25, 27]. Вероятно, термическая обработка в диапазоне температур 800–900°C может приводить к образованию подобных структур, но в представленном исследовании они были выявлены не при всех режимах, что может объясняться определенной ориентацией зерен и плоскости шлифа. В микроструктурах, представленных в работе [24], образование крестообразных фрагментов обусловлено размерами ванн расплава при селективном лазерном сплавлении и образованием

дендритов, а также выделением и равномерным распределением после термообработки упрочняющей σ-фазы, частиц твердого раствора α-Сг и карбидов, размеры которых значительно меньше, а количество больше. Выделение большого числа мелкодисперсных частиц способствует более однородному распределению пластической деформации в объеме образца, что может приводить к повышению прочности и пластичности материала, полученного методом СЛС, по сравнению с материалом, полученным по традиционной технологии [27].

Результаты представленного исследования показывают, что наиболее экономичным режимом термообработки для снятия остаточных напряжений является режим, заключающийся в нагреве изделий до 1180°C, выдержке 4 ч и последующем охлаждении на воздухе, позволяющий снизить твердость с 191 ±1 НВ до 135 ±1 НВ. Наименьшие значения твердости НВ 128 ±1 были получены после нагрева до 1140 °C, выдержке 4 ч и охлаждения с печью. Охлаждение на воздухе позволяет получать твердость НВ 130 ±18. С одной стороны, значения твердости несколько больше, но при этом отклонения существенные. Остаточные напряжения в кольцевых образцах наименьшие, о чем свидетельствуют изменения геометрии образцов после распила.

Выводы

Прямое лазерное выращивание заготовок из сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) позволяет получить довольно высокую твердость – около 190 НВ.

Наименьшие значения твердости НВ 128 ±1 были получены после нагрева до 1140°C, выдержки

4 ч, охлаждения с печью. При более быстром охлаждении на воздухе получается твердость НВ 130 ± 18.

Наибольшая твердость НВ 311 ± 8 была получена по окончании термообработки, включающей нагрев до 1100°C, выдержку 4 ч, охлаждение на воздухе, затем нагрев до 950°C, выдержку 3,5 ч, охлаждение на воздухе, затем нагрев до 800°C, выдержку 7,5 ч, охлаждение на воздухе и затем нагрев до 700°C, выдержку 14 ч, охлаждение на воздухе.

Наиболее экономичным режимом для снижения твердости и остаточных напряжений является термообработка, заключающаяся в нагреве изделий до 1180°C, выдержке 4 ч, охлаждении на воздухе, что позволяет снизить твердость с 191 ± 1 до 135 ± 1, а остаточные напряжения не приводят к существенному изменению геометрии при механическом точении.

Список источников

1. Туричин Г.А., Земляков Е.В., Бабкин К.Д. и др. Способ изготовления топологически оптимизированного рабочего колеса водометного движителя методом прямого лазерного выращивания. Патент RU 2718823 С1. Бюлл. №11, 14.04.2020.
2. Туричин Г.А., Валдайцева Е.А., Иванов С.Ю., Климова-Корсмик О.Г. Расчетная методика определения технологических параметров прямого лазерного выращивания титановых сплавов // Морские интеллектуальные технологии. 2017. № 4-1(38). С. 163–168.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
4. Толорая В.Н., Зуев А.Г., Светлов И.Л. Влияние режимов направленной кристаллизации и термообработки на пористость в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // Металлы. 1991. № 5. С. 70–76.
5. Недашковский К.И., Логачева А.И., Синельников С.И. и др. Исследование режимов отжига никелевого покрытия, пайки и термообработки соплового аппарата из жаропрочного сплава ЭК61-ИД с повышенным ресурсом эксплуатации // Роль фундаментальных исследований при реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»: Сб. докладов III Всероссийской научно-технической конференции (28 июня 2016; Москва). — М.: ВИАМ, 2016. С. 26.
6. Олейник М.А., Балякин А.В., Скуратов Д.Л., Петров И.Н., Мешков А.А. Влияние режимов прямого лазерного выращивания на формообразование одиночных валиков и стенок из жаропрочного сплава ХН50ВМТЮБ // Вестник Московского авиационного института. 2022. Т. 29. № 4. С. 243–255. DOI: 10.34759/vst-2022-4-243-255
7. Овсепян С.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Летников М.Н. Термическая обработка деформируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2011. С. 122–130.
8. Мендохов А.В., Родин Е.В., Кошелев А.В., Евдокимов А.И. Технология термообработки сварного ротора ГТД из жаропрочного сплава. Особенности технологического процесса // Насосы. Турбины. Системы. 2020. № 4(37). С. 63–68.
9. Римша П.Б., Толоконский А.О. Разработка системы автоматического нагрева и охлаждения при проведении термической обработки дисков газотурбинных двигателей // Вестник Национального исследовательского ядерного университета МИФИ. 2021. Т. 10. № 5. С. 448–458. DOI: 10.1134/S2304487X21050084
10. Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю., Бознак А.О., Оголь И.И. Применение метода Н.Н. Давиденкова для оценки окружных остаточных напряжений в обработанных дорнованием полых цилиндрах // Системы. Методы. Технологии. 2016. № 4(32). С. 65–70. DOI: 10.18324/2077-5415-2016-4-65-70
11. Прутки прессованные из сплавов ВХ4, ВХ4Ш, ВХ4А. Технические условия ТУ 1-809-358-79. — М.: ВИЛС, 1979. — 5 с.
12. Пономарев Ю.Н. Исследование некоторых параметров и разработка технологии индукционной и вакуумной дуговой выплавки высоколегированных хромовых сплавов ВХ4 и ВХ4А: Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. — М.: ВИЛС, 1970. — 33 с.
13. Прутки прессованные из сплава ВХ4 (Х65НВФТ). Технические условия ТУ1850-540-56897835-2012. — Королев М.О.: ОАО «Композит», 2012. — 5 с.
14. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Учебное пособие. — 4-е изд., испр. и доп. — М.: Изд-во МИСИС, 2005. — 416 с.
15. Thivillon L., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components // Journal of Nuclear Materials. 2009. Vol. 385. No. 2, pp. 236–241. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.11.023
16. Каблов Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // Вестник Московского университета. Сер. 2. Химия. 2005. Т. 46. № 3. С. 155–167.
17. Петрушин Н.В., Игнатова И.А., Логунов А.В. и др. Исследование влияния размерного несоответствия периодов решеток γ - и γ' -фаз на характеристики жаропрочности дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов // Известия Академии наук СССР. Металлы. 1981. № 6. С. 153–159.

18. Goodfellow A.J. Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys // *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34. No. 15, pp. 1793–1808. DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594
19. Whitmore L., Leitner H., Povoden-Karadeniz E. et al. Transmission electron microscopy of single and double aged 718Plus superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 534, pp. 413–423. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.089
20. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. – Cambridge: Cambridge University Press, 2008. – 363 p.
21. Floreen S., Fuchs G.E., Yang W.J. The metallurgy of alloy 625 // *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. 1994. Vol. 718. No. 625, pp. 13–37. DOI: 10.7449/1994/SUPERALLOYS_1994_13_37
22. Семенов В.Н. Способ термообработки жаропрочных дисперсионно-твердеющих сплавов на никель-хромовой основе перед пайкой. Патент RU 2105080 C1, 20.02.1998. URL: <https://patentimages.storage.googleapis.com/54/12/d2/44720097fcc28e/RU2105080C1.pdf>
23. Латышев В.Б., Каблов Е.Н., Анисимова Н.А., Овченко И.И. Способ термической обработки изделий из жаропрочных, деформируемых, дисперсионно-твердеющих сплавов на никелевой основе. Патент RU 2256723 C1. Бюл. № 20, 20.07.2005.
24. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н. и др. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8(102). С. 3–11. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11
25. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // *Труды ВИАМ*. 2015. № 2, 12 с. DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2
26. Прагер С.М., Солодова Т.В., Татаренко О.Ю. Исследование механических свойств и структуры образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) из сплава ВЖ159 // *Труды ВИАМ*. 2017. № 11(59). С. 3–11. DOI 10.18577/2307-6046-2017-0-11-1-1
27. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Оспенникова О.Г. и др. Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. 2016. № 9(678). С. 62–80.

References

1. Turichin G.A., Zemlyakov E.V., Babkin K.D. et al. *Patent RU 2718823 C1*, 14.04.2020.
2. Turichin G.A., Valdaitseva E.A., Ivanov S.Yu., Klimova-Korsmik O.G. *Morskije intellektual'nye tekhnologii*, 2017, no. 4-1(38), pp. 163-168.
3. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* (Theory of metals heat treatment), 4th ed. Moscow, Metallurgiya, 1986, 480 p.
4. Toloraiya, V.N., Zuev A.G., Svetlov I.L. *Metally*, 1991, no. 5, pp. 70-76.
5. Nedashkovskii K.I., Logacheva A.I., Sinel'nikov S.I. et al. *Materialy III Vserossiiskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii "Rol' fundamental'nykh issledovaniy pri realizatsii "Strategicheskikh napravlenii razvitiya materialov i tekhnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda" (28 June 2016; Moscow)*, Moscow, VIAM, 2016, p. 26.
6. Oleinik M.A., Balyakin A.V., Skuratov D.L., Petrov I.N., Meshkov A.A. The effect of direct laser beam energy deposition modes on single rollers and walls shaping from the HN50VMTUB heat resisting alloy. *Aerospace MAI Journal*, 2022, vol. 29, no. 4, pp. 243-255. DOI: 10.34759/vst-2022-4-243-255
7. Ovsepyan S.V., Lomborg B.S., Bakradze M.M., Letnikov M.N. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser. Mashinostroenie*, 2011, pp. 122-130.
8. Mendokhov A.V., Rodin E.V., Koshelev A.V., Evdokimov A.I. *Nasosy. Turbiny. Sistemy*, 2020, no. 4(37), pp. 63-68.
9. Rimsha P.B., Tolokonskii A.O. *Vestnik Natsional'nogo issledovatel'skogo yadernogo universiteta MIFI*, 2021, vol. 10, no. 5, pp. 448-458. DOI: 10.1134/S2304487X21050084
10. Skvortsov V.F., Arlyapov A.Yu., Boznak A.O., Ogol' I.I. *Sistemy. Metody. Tekhnologii*, 2016, no. 4(32), pp. 65-70. DOI: 10.18324/2077-5415-2016-4-65-70
11. *Prutki pressovannye iz splavov VX4, VX4Sh, VX4A. Tekhnicheskie usloviya TU 1-809-358-79* (Rods pressed from alloys BX 4, BX, BX 4 A. Technical specifications TU 1-809-358-79), Moscow, VILS, 1979, 5 p.
12. Ponomarev Yu.N. *Issledovanie nekotorykh parametrov i razrabotka tekhnologii induktsionnoi i vakuumnoi dugovoi vyplavki vysokolegirovannykh khromovykh splavov VX4 i VX4A* (The study of certain parameters and development of induction and vacuum arc smelting technology of high-alloyed chrome alloys VX4 and VX4A). Abstract of doctor's thesis, Moscow, VILS, 1970, 33 p.
13. *Prutki pressovannye iz splava VX4 (X65NVFT). Tekhnicheskie usloviya TU1850-540-56897835-2012* (Rods pressed from the VX4 (X65NVFT) alloy. Technical conditions TU 1850-540-56897835-2012), Korolev, "Kompozit", 2012, 5 p.
14. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* (Metal science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys), 4th ed. Moscow, MISIS, 2005, 416 p.
15. Thivillon L., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing

- thick functionally graded coatings and parts for reactors components. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, vol. 385, no. 2, pp. 236–241. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.11.023
16. Kablov E.N. *Vestnik Moskovskogo universiteta. Seriya 2. Khimiya*, 2005, vol. 46, no. 3, pp. 155–167.
17. Petrushin N.V., Ignatova I.A., Logunov A.V et al. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally*, 1981, no. 6, pp. 153–159.
18. Goodfellow A.J. Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys. *Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 15, pp. 1793–1808. DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594
19. Whitmore L., Leitner H., Povoden-Karadeniz E. et al. Transmission electron microscopy of single and double aged 718Plus superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 534, pp. 413–423. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.089
20. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*, Cambridge, Cambridge University Press, 2008, 363 p.
21. Floreen S., Fuchs G.E., Yang W.J. The metallurgy of alloy 625. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, 1994, vol. 718, no. 625, pp. 13–37. DOI: 10.7449/1994/SUPERALLOYS_1994_13_37
22. Semenov V.N. *Patent RU 2105080 C1*, 20.02.1998.
23. Latyshev V.B., Kablov E.N., Anisimova N.A., Ovchenkova I.I. *Patent RU 2256723 C1*, 20.07.2005.
24. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N. et al. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8(102), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11
25. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, 12 p. DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2
26. Prager S.M., Solodova T.V., Tatarenko O.Yu. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11(59), pp. 3–11. DOI 10.18577/2307-6046-2017-0-11-1-1
27. Kablov E.N., Evgenov A.G., Ospennikova O.G. et al. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie*, 2016, no. 9(678), pp. 62–80.

Статья поступила в редакцию 10.04.2023; одобрена после рецензирования 28.06.2023; принята к публикации 28.06.2023.

The article was submitted on 10.04.2023; approved after reviewing on 28.06.2023; accepted for publication on 28.06.2023.