



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией

Мария Рашковац^{1, a, *}, Аэлиита Никулина^{1, b}, Ольга Климова-Корсмик^{2, c},
 Константин Бабкин^{2, d}, Ольга Матц^{3, e}, Марко Маццаризи^{4, f}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет (Институт лазерных и сварочных технологий), Политехническая, 29, г. Санкт-Петербург, 195251, Россия

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

⁴ Политехнический университет г. Бари (Кафедра математики, механики и менеджмента), ул. Орабона, 4, г. Бари, 70126, Италия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4045-0722>,  mrashkovets@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  aelita27@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2619-8874>,  o.klimova@lts.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1098-1319>,  babkin_kd@spbstu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0001-6442-0774>,  o.matts@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-7395-3211>,  marco.mazzarisi@poliba.it

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 658.5.012.1

История статьи:

Поступила: 15 июня 2020

Рецензирование: 14 июля 2020

Принята к печати: 07 августа 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Аддитивные технологии
 Жаропрочный никелевый сплав
 Фазовый состав
 Механические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90131.

Благодарности

Структурные исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. На протяжении последнего десятилетия аддитивное производство, основанное на создании изделий по электронной модели путем добавления материала слой за слоем, активно внедряется в производственный цикл изготовления сложнопольных изделий. Однако до сих пор не разработаны стандарты для материалов, сформированных по данным технологиям. Инженеры и ученые стремятся достигнуть механических свойств аддитивно полученных материалов, соответствующих свойствам материалов, сформированных стандартными способами. Жаропрочные никелевые сплавы, упрочняемые по твердорастворному и дисперсионному механизму, являются незаменимыми материалами в производстве авиационных турбореактивных двигателей. Помимо высоких механических свойств, достигаемых комплексной термической обработкой, такие детали зачастую обладают сложным профилем. Комбинирование новых аддитивных технологий с жаропрочными материалами является перспективным направлением как в промышленности, так и в науке. Понимание фазовых процессов, происходящих в материале со сложным тепловым влиянием при послыном производстве, активно исследуется инженерами. **Цель работы** – изучить фазовый состав жаропрочного никелевого сплава, изготовленного высокоскоростным прямым лазерным выращиванием в различных зонах слоя, сопоставив с полученными результатами механических испытаний. **Методы исследования.** Структура изучена методами оптической микроскопии и РЭМ. Фазовый состав проанализирован с использованием РФА, ПЭМ. **Результаты.** Показано, что в материале отсутствуют поры и трещины. Структура сплава представлена типичным для аддитивного производства направленным дендритным строением с наличием переходной зоны. В различных зонах термического влияния происходят закономерные морфологические изменения фазы Лавеса и фазовые перераспределения карбидных включений. В материале не выявлены основные упрочняющие γ'/γ'' -фазы, при этом идентифицирована δ -фаза на начальной стадии формирования. Значения микротвердости сплава находятся в нижнем допустимом пределе. При повышенном относительном удлинении, значения σ_b и σ_t остаются низкими для данного материала по сравнению со стандартными технологиями.

Для цитирования: Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией / М.В. Рашковац, А.А. Никулина, О.Г. Климова-Корсмик, К.Д. Бабкин, О.Э. Матц, М. Маццаризи // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 69–81. – DOI:10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81.

*Адрес для переписки

Рашковац Мария Владимировна, аспирант
 Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: +7-961-876-18-64, e-mail: mrashkovets@mail.ru

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы составляют группу конструкционных материалов с улучшенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью в рабочем состоянии при повышенных температурах до 650 °С [1, 2].

Одним из таких сплавов с системой основных элементов Ni-Cr-Fe является разработанный в 1963 году Inconel 718. В соответствии с уровнем механических свойств сплав широко применяется в авиационных двигателях, газовых турбинах и ядерных реакторах [1]. Широко исследована высокая свариваемость данного материала [3–5] по сравнению с другими жаропрочными никелевыми сплавами.

Эксплуатация материала осуществляется в состоянии, представленном γ -Ni твердым раствором, упрочненным дисперсными интерметаллидными частицами. В отличие от других жаропрочных никелевых сплавов, где основной упрочняющей фазой является γ' -Ni₃(Al,Ti), доминирующее упрочнение данного сплава вследствие легирования материала Nb осуществляется за счет фазы γ'' -Ni₃Nb. По сравнению с добавками алюминия и титана ниобий значительно повышает стойкость к трещинообразованию в зонах сварного шва, подвергшихся старению [1]. Присутствие одновременно двух фаз с различной геометрией и размерами исключает необходимость в строгом контроле ориентировки, формы и размеров частиц, что является обязательным в сплавах, упрочняющихся за счет выпадения только одной γ' -фазы [1, 2]. Однако в условиях длительной эксплуатации материала при температурах выше 650 °С или длительной выдержке материала γ'' -фаза переходит в δ -Ni₃(Nb, Ti)-фазу с орторомбической D0_a кристаллической структурой, что ведет к потере когерентности и снижению прочности и ползучести материала.

Активная сегрегация ниобия и молибдена в междендритное пространство приводит к формированию повышенного количества топологически плотноупакованной фазы Лавеса и карбидов первого МС и второго М₆С₅, М₂₃С₆ типа [6]. Так как полная ликвидация данных частиц посредством термической обработки невозможна, уделяется большое внимание их размерному фактору и морфологии [7, 8]. Отдельные частицы, равномерно распределенные по объему материала, оказывают положительный эффект – ограничивают движение дислокаций. При этом непрерывные цепочки образований по границам зерен, распадающиеся при деформации материала, создают микропоры на поверхности раздела с матри-

цей сплава, что способствует возникновению и распространению трещин [9, 10].

Аддитивные технологии направлены на создание высокопрочных изделий со сложной неразъемной геометрией. Изготовление изделия послойным методом занимает один рабочий цикл, что значительно снижает время и трудозатраты в сравнении с продолжительным стандартным производством, комбинированным из ряда технологий. Кроме того, сопровождающиеся высокими скоростями охлаждения аддитивные технологии способны снижать сегрегацию элементов и создавать условия для формирования мелкозернистой структуры, что является критически важным аспектом для жаропрочных никелевых сплавов и изготавливаемых из них ответственных изделий [11].

Контроль формирующихся полей напряжения как в отдельном слое, так и в теле изделия при непрерывном потоке вводимой энергии осуществляется корректным подбором рабочих параметров при предварительном моделировании процесса. В то время как прогнозирование фазового состава является более сложной задачей, так как повторно вводимая энергия оказывает нестандартное термическое влияние на материал.

В работе рассмотрено послойное термическое влияние на микроструктуру и фазовый состав жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 при послойном формировании. Цель работы – изучить фазовый состав жаропрочного никелевого сплава в различных зонах слоя, сопоставив с полученными результатами механических испытаний.

Методика исследований

Установка высокоскоростного прямого лазерного выращивания состояла из роботизированного комплекса LRM-200iD_7L Fanuc, лазерного источника LS-3 IPG Photonics, лазерной головки FLW D30 IPG Photonics со съемным соплом для наплавки SO12 Fraunhofer IWS и устройством подачи порошка в рабочую зону Sulzer Metco Twin 10C. Аддитивный процесс проводился в защитной атмосфере аргона со следующими параметрами: мощность лазера составляла 1300 Вт, скорость подачи порошка 43 г/мин, скорость сканирования 25 мм/с, шаг слоя 0,6 мм.

Микроструктура исходного и выращенного материала изучалась методами световой и растровой электронной микроскопии с использованием Carl Zeiss Axio Observer A1m и Carl Zeiss EVO 50 XVP соответственно. Химический состав исходного порошка анализировался с использованием приставки энергодисперсионного анализатора EDAX растрового электронного микроскопа.

Фазовый состав исходного и выращенного материала оценивался на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA, в качестве источника рентгеновского излучения применялась медная рентгеновская трубка с длиной волны $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$. Излучение не монохроматизировалось и регистрировалось энергодисперсионным Si(Li) детектором. Картины регистрировались в режиме времени $t = 3 \text{ с}$ в диапазоне углов от $2\theta = 40^\circ$ до $2\theta = 140^\circ$ с шагом $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$. Тонкие исследования были проведены на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnai 20 G2 TWIN с максимальным ускоряющим напряжением 200 кВ и разрешающей способностью порядка 0,27 нм.

Значения микротвердости измерялись на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD. Испытания на растяжение образцов, изготовленных в соответствии с ГОСТ 1497–84, были выполнены на установке Z100 (Zwick / Roell, Ulm, Germany) при комнатной температуре.

Результаты и их обсуждение

Результаты микрорентгеноспектрального анализа исходного порошка жаропрочного сплава Inconel 718, полученного газовой атомизацией, представлены в табл. 1. По результатам рентгенофазового анализа исходный материал являлся твердым раствором на основе Ni с кристаллической решеткой, искаженной атомами основных легирующих элементов (Cr, Fe) (рис. 1, б). Микроструктура гранул обладала дендритным строением, наследованным от технологии получения, с минимальными неровностями поверхности (рис. 1, а). Средний размер частиц порошка составил 40...80 мкм.

Выращенный образец имел типичную для аддитивного производства послойную структуру ма-

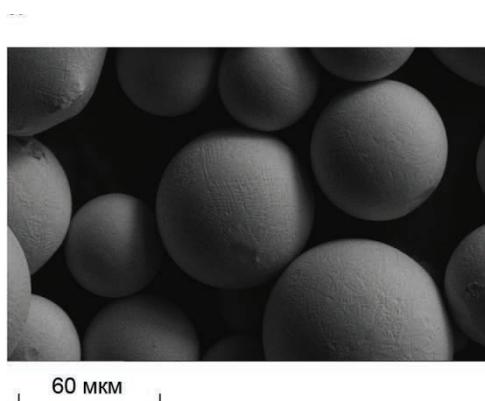
Таблица 1

Table 1

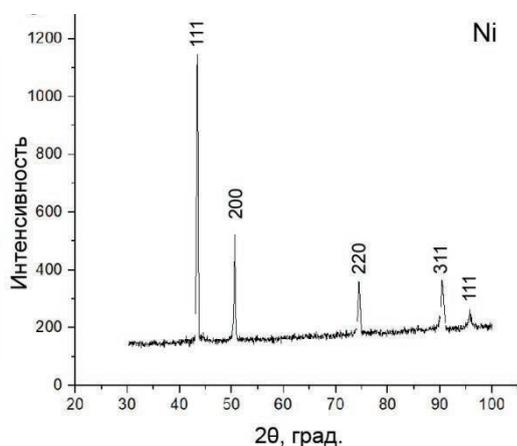
Химический состав порошка Inconel 718, вес. %

Chemical composition of Inconel 718, wt. %

Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Si	C
51,92	19,2	18,7	5,5	2,9	0,9	0,5	0,3	0,08



а



б

Рис. 1. Порошок Inconel 718 (а); РФА порошка Inconel 718 (б)

Fig. 1. Inconel 718 powder (а); X-ray of Inconel 718 powder (б)

териала с ориентированным ростом дендритов в направлении отвода тепла (рис. 2, *а*). Область роста дендритных кристаллов при заданных условиях составила ~ 550 мкм (рис. 2, *б*). Переходная зона, испытывающая повторное термическое влияние, в среднем составила 110 мкм (рис. 2, *в*). В образце не были выявлены межкристаллитные трещины, обычно возникающие при сварке материала в зоне термического влияния, которая соответствует переходной зоне слоя в рассматриваемом случае [11].

Значения микротвердости области повторного термического влияния и зоны роста столбчатых кристаллов показали значения на одном уровне 380 и 415 HV соответственно, незначительная разница составила 35 HV. При этом максимальное значение микротвердости аналогичного сплава, полученного аддитивной технологий с использованием плазмы, составило 260 HV [12]. Минимально допустимое значение микротвердости сплава Inconel 718 согласно работе [13] составляет 350 HV.

Аналогично исходному материалу рентгенофазовый анализ выращенного образца показал наличие искаженной кристаллической решетки Ni (рис. 3, *а*). При исследовании на растровом

электронном микроскопе в режиме отраженных электронов наблюдался значительный композиционный контраст, что привело к колебанию по концентрации химических элементов (рис. 3, *б*). При одновременном увеличении концентраций ниобия и молибдена снижается содержание никеля, хрома и железа. Такая зависимость в распределении элементов ожидаема. Во-первых, под действием высоких скоростей охлаждения формируется активная внутрикристаллическая ликвация ниобия и титана, при этом алюминий и молибден, обладающие меньшим равновесным коэффициентом распределения, менее активно сегрегируют в межосное пространство. Во-вторых, никель, хром и железо изначально обогащают дендритные зерна [14–16].

При детальном анализе участков на РЭМ, отличающихся по композиционному контрасту, для более темных участков было зафиксировано повышенное содержание никеля, хрома, железа при одновременном понижении концентраций ниобия, молибдена и кремния. В светлых участках концентрации ниобия и молибдена повышались до концентрации основных легирующих элементов. Сопоставив результаты микрорентгеноспектрального анализа и моделирование рас-

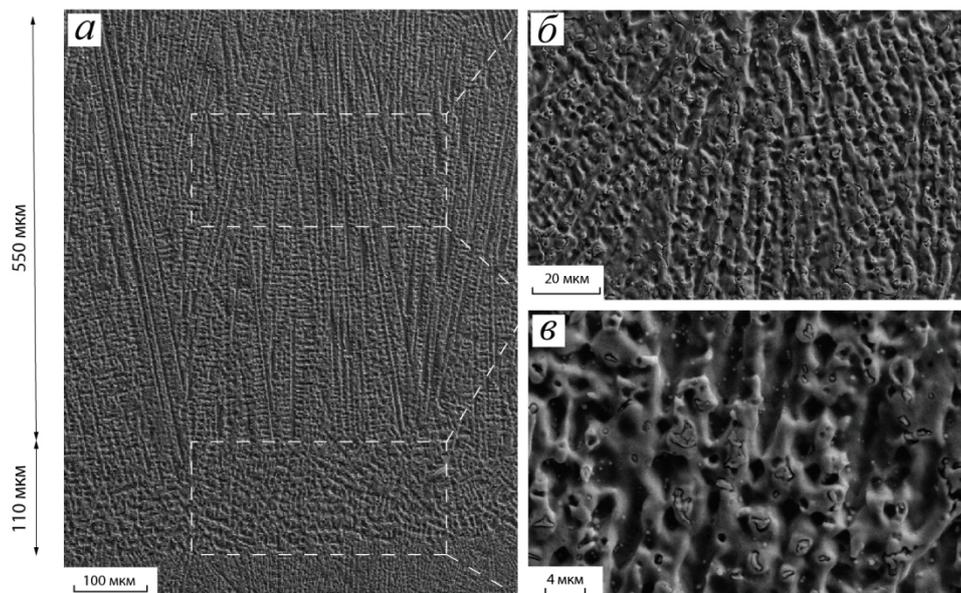


Рис. 2. Микроструктура выращенного образца из сплава Inconel 718:

а – общий вид слоя; *б* – основная зона слоя; *в* – переходная зона

Fig. 2. Microstructure of as-deposited sample from Inconel 718 alloy:

a – the general view of layer; *b* – the area of dendritic structure; *c* – transition area

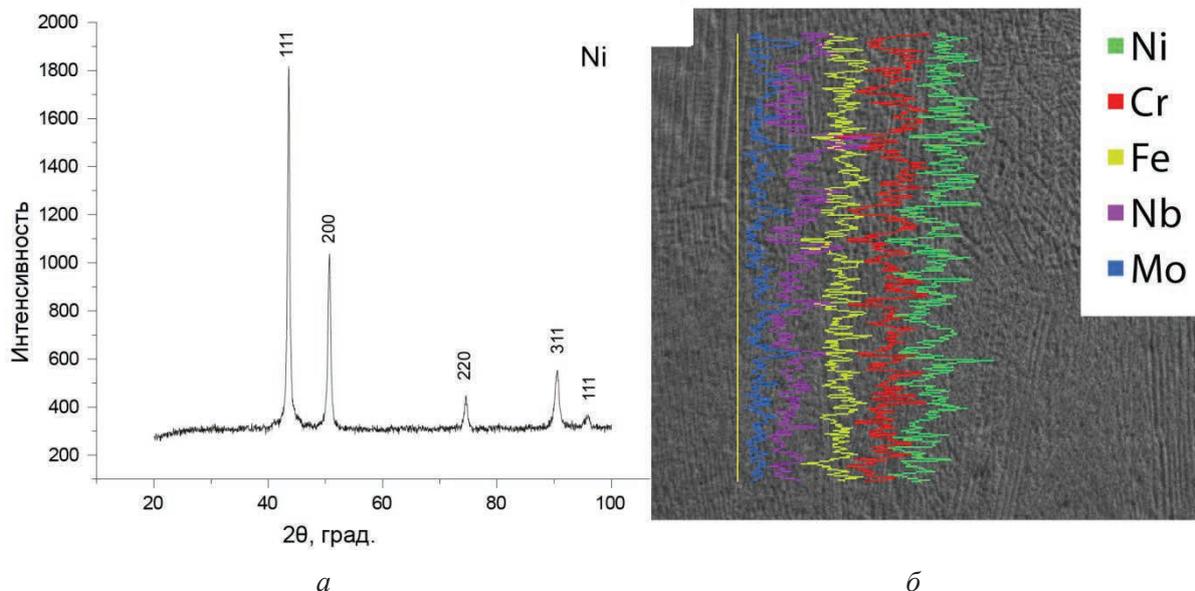


Рис. 3. РФА выращенного образца (а); микрорентгеноспектральный анализ продольного сечения выращенного образца (б)

Fig. 3. X-ray of as-deposited sample (a); EDS of the longitudinal sample section (b)

пределения элементов в фазовых составляющих рассматриваемого материала с использованием программного пакета JMatPro (рис. 4), светлые частицы различной морфологии (рис. 5) были определены как фаза Лавеса со стехиометрией $(Ni, Cr, Fe)_2(Nb, Mo, Ti)$ и карбиды MC, формирующиеся по реакции $\gamma \rightarrow \gamma + \text{фаза Лавеса} + MC$ [17, 18, 19].

Оба типа выделившихся фаз претерпевали морфологические изменения в зависимости от зоны выращенного материала. Частицы фазы Лавеса в зоне роста дендритного зерна обладали

вытянутой неправильной формой с максимальным размером порядка 4,5 мкм (рис. 5, а), в то время как переходная зона содержала более дискретную геометрию частиц от 1 до 3 мкм (рис. 5, б). Стоит отметить, что в микроструктуре отсутствовало распределение фазы Лавеса в виде непрерывных длинных цепочек в междендритном пространстве, которое часто наблюдается после литейной обработки данного сплава [1], а также при других условиях в аддитивных процессах [20]. Помимо того что такая форма частиц хрупко разрушается в процессе эксплуа-

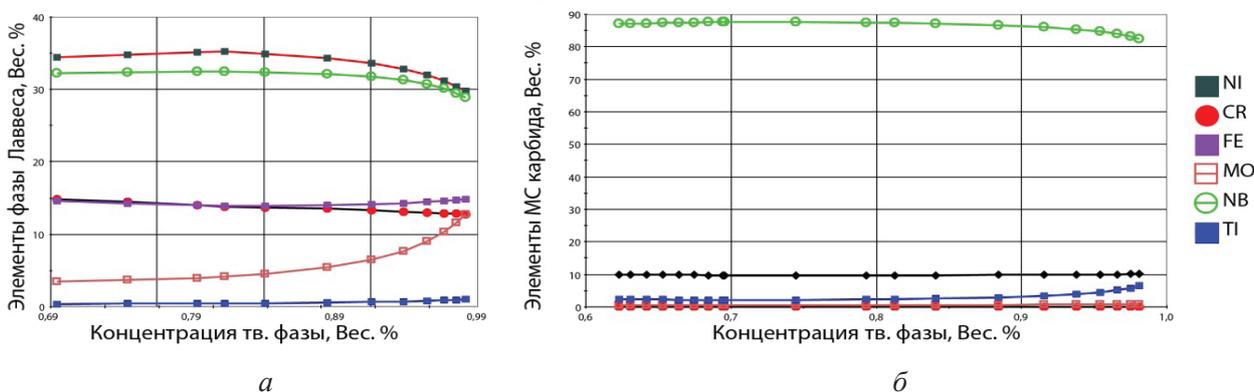


Рис. 4. Моделирование распределения элементов в основных фазах сплава Inconel 718 при кристаллизации:

а – фаза Лавеса; б – карбид MC

Fig. 4. Phase details during solidification:

а – Laves phase; б – carbide MC

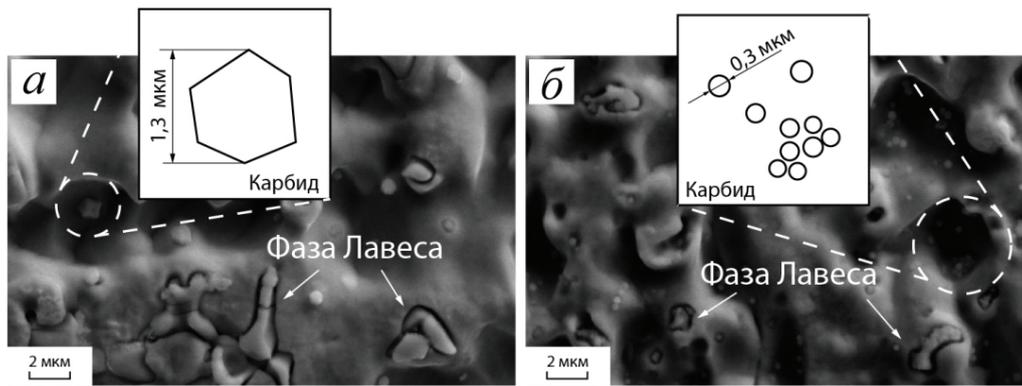


Рис. 5. Основная зона роста столбчатых кристаллов (а); переходная зона слоя (б)

Fig. 5. The area of dendritic structure (a); transition area (b)

тации [21], окружающая область матрицы обладает повышенной микросегрегацией ниобия, что создает неблагоприятные условия для формирования и равномерного распределения γ'' - Ni_3Nb в объеме материала [22]. Напротив, сформированная дискретная морфология, как указывается в ранних исследованиях [23, 24], деформируется совместно с матрицей и не вызывает образования пор и трещин.

Размер карбидов основной зоны достигал 1,3 мкм, при этом преобладала кубическая морфология частиц с присутствием укрупненных частиц круглой геометрии (рис. 5, а). Карбиды переходной зоны отличались исключительно круглой измельченной формой порядка 0,3 мкм (рис. 5, б).

Смена геометрии фазы Лавеса аналогична изменениям, происходящим при термической обработке жаропрочных никелевых сплавов, направленной на уменьшение и дискретизацию вытянутых частиц фазы [19]. Вместе с тем изменение морфологии карбидных частиц связано с фазовым переходом по типу реакции $\text{MC} + \gamma \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma'$, осуществляемой также при дополнительной термической обработке [1]. Стехиометрическая формула карбида первого типа в соответствии с элементным картированием определена как TiC (рис. 6, а, б). Формирование вторичных карбидов типа M_{23}C_6 имеет преимущество над типом M_6C_5 , так как отношение концентраций хрома к молибдену превышает 3 [25], что подтверждается результатами ПЭМ (рис. 6, в, г).

Помимо хаотично расположенных карбидов и фазы Лавеса в составе материала была иден-

тифицирована δ - Ni_3Nb -фаза (рис. 7, а, б). Округлая морфология части указывает на начальную стадию формирования фазы, которое может происходить двумя способом [26]. В первом случае частицы орторомбической фазы могут возникать на границах раздела фаз, где зачастую это граница фазы Лавеса с матрицей или двойникования. Во втором случае δ -фаза образуется по реакции $\gamma'' \rightarrow \delta$. С учетом высоких скоростей охлаждения при лазерной обработке, а также согласно расчетной изотермической диаграмме фазовых превращений в сплаве Inconel 718 (рис. 8) основные упрочняющие фазы не успевают осажаться из твердого раствора матрицы. Кроме того, значительный объем сформированной фазы Лавеса (рис. 6, д) и присутствие δ -фазы обедняют окружающую матрицу ниобием и еще больше затрудняют процесс образования γ'' -фазы [27, 28]. Результаты ПЭМ также не подтверждают присутствие γ'/γ'' -фаз. Таким образом, формирование δ -фазы происходит по первому механизму.

В исследовании [29] отмечают, что небольшое количество δ -фазы по границам зерен является дополнительным источником зернограничного упрочнения в дополнении к основным упрочняющим фазам, улучшающим тем самым пластичность материала при растяжении.

Испытания на растяжение при комнатной температуре с продольным и поперечным направлением слоев представлены в табл. 2. Схема образцов изображена на рис. 9. В обоих случаях образцы показали низкую прочность на разрыв по сравнению со стандартным значением литого материала (860 МПа). Однако при минимальном значении δ согласно UNS N07718 в 12 % [13]

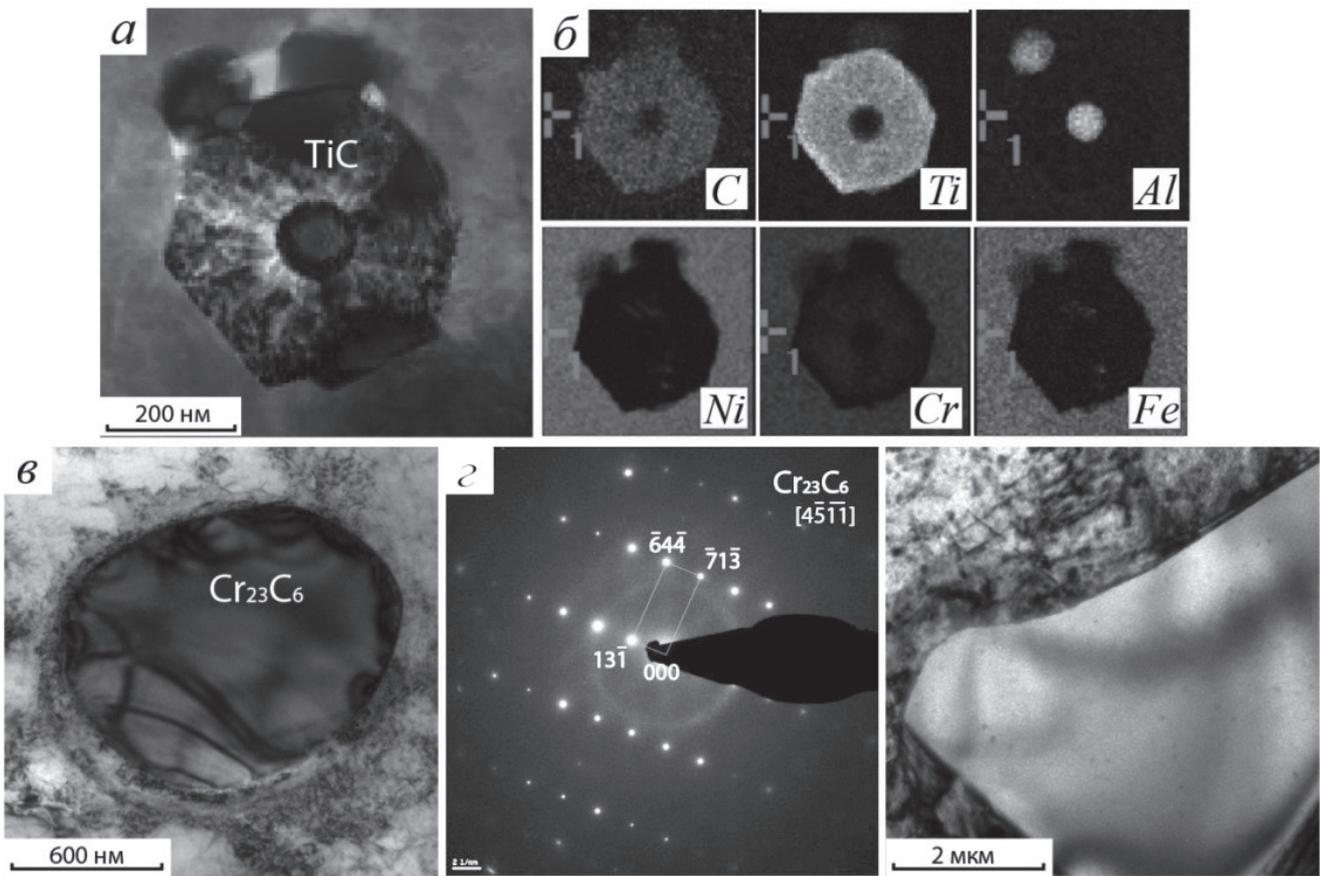


Рис. 6. Частицы в теле образца:

a – карбид TiC; *б* – карта распределения элементов карбидной частицы TiC;
в – карбид Cr₂₃C₆; *г* – дифракция от Cr₂₃C₆; *д* – частица фазы Лавеса

Fig. 6. Different particles:

a – TiC carbide; *б* – map of distribution of elements of carbide particles TiC;
в – carbide Cr₂₃C₆; *г* – diffraction from Cr₂₃C₆; *д* – particle of Laves phase

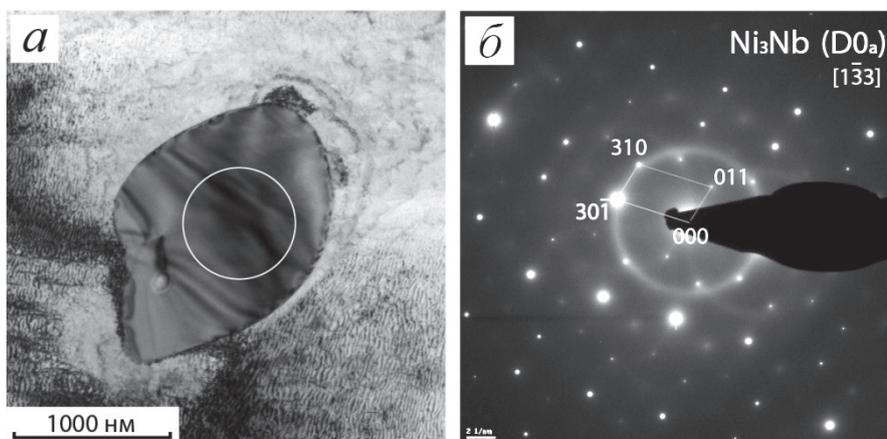


Рис. 7. Частица δ-Ni₃Nb фазы (*a*); дифракция от δ-Ni₃Nb (*б*)

Fig. 7. Particle of δ- Ni₃Nb phase (*a*); diffraction pattern of Ni₃Nb (*б*)

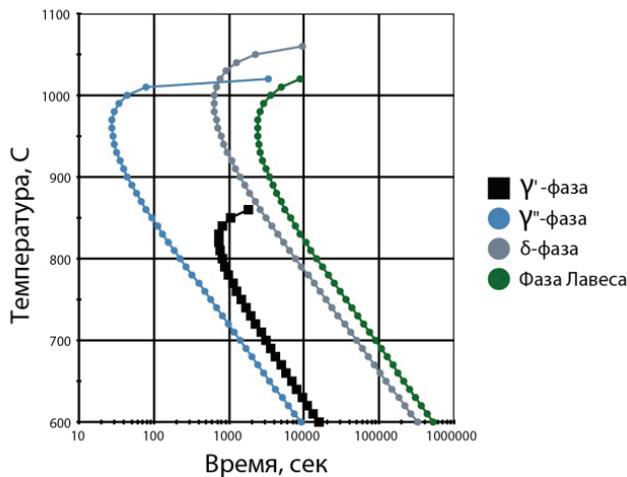


Рис. 8. Расчетная изотермическая диаграмма фазовых превращений сплава Inconel 718
Fig. 8. Calculated TTT curves of Inconel 718

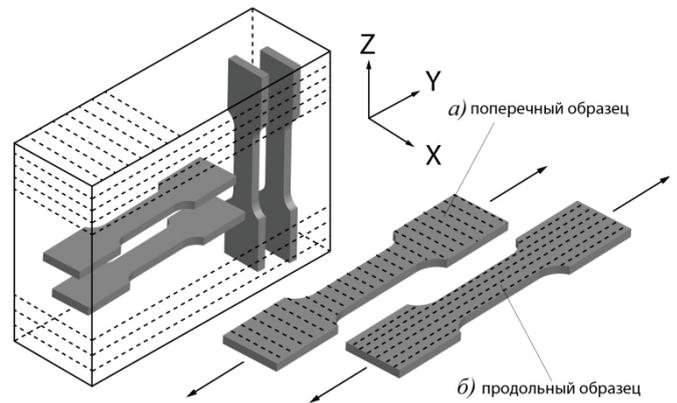


Рис. 9. Схематическое изображение плоских образцов для испытаний на растяжение с продольным (а) и поперечным (б) расположением слоев
Fig. 9. Schematic view of samples for tensile tests with longitudinal (a) and transverse (b) layers orientation

Таблица 2
Table 2

Механические свойства жаропрочного никелевого сплава Inconel 718
Mechanical properties of the heat-resistant nickel-based alloy Inconel 718

Образец	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ , %
Продольный	626	359	13,2
Поперечный	527	367	9,2

исследуемый материал показал 13,2 % – с продольным расположением слоев и 9,2 % – с поперечном ориентировкой. Н. Qi, М. Azer и А. Ritter [30] также указывают на увеличение пластичности жаропрочного никелевого сплава с 5 % в литом состоянии до 16,2 % в образцах, полученных аддитивной технологией без применения термической обработки, вследствие отсутствия упрочняющей γ'' -фазы.

Выводы

Жаропрочный никелевый сплав Inconel 718, полученный высокоскоростным прямым лазерным выращиванием, характеризуется равномерным распределением фазы Лавеса и карбидов MC , $M_{23}C_6$. Оба компонента претерпевают изменения при переходе из основной зоны слоя с дендритной структурой в переходную зону повторного термического влияния с равноосным строением. Частицы фазы Лавеса меняют морфологию на более дискретную, в то время как

у карбидов осуществляется фазовый переход с распадом первичных образований на вторичные $Cr_{23}C_6$. Несмотря на типичную для аддитивного процесса направленную дендритную микроструктуру сплава, в основной зоне слоя не формируются ожидаемые длинные цепочки частиц фазы Лавеса. Присутствие γ'/γ'' -фаз не подтверждено. Тонкие исследования выявили присутствие δ -фазы на начальной стадии формирования с гранулированной геометрией. Данные условия привели к повышению микротвердости материала до уровня, допустимого стандартом UNS N07718.

Отсутствие основных упрочняющих компонентов и при этом наличие равномерно распределенных ТПУ-фаз привело к увеличению пластичности материала. Однако низкие значения предела текучести, подтверждающие отсутствие γ'/γ'' -фаз, указывают на необходимость дальнейшей отработки рабочих режимов установки в целях исключения применения дополнительной термической обработки.

Список литературы

1. *Sims Ch., Hagel W.* The superalloys. – New York: Wiley, 1974. – 568 p.
2. *Колачев Б.А., Елагин В.И. Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с. – ISBN 5-87623-027-8.
3. *Richards N.L., Huang X., Chaturvedi M.C.* Heat affected zone cracking in cast inconel 718 // *Materials Characterization*. – 1992. – Vol. 28, N 4. – P. 179–187. – DOI: 10.1016/1044-5803(92)90080-2.
4. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617 / W. Ren, F. Lu, R. Yang, X. Liu, Zh. Li // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 76. – P. 207–214. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.03.033.
5. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718 / K.D. Ramkumar, B.M. Kumar, M. Gokul Krishnan, S. Dev, A.J. Bhalodi, N. Arivazhagan, S. Narayanan // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 639. – P. 234–244. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.004.
6. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding / J.K. Hong, J.H. Park, N.K. Park, I.S. Eom, M.B. Kim, C.Y. Kang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 201, N 1–3. – P. 515–520. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224.
7. The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of Laves phases during a tensile process / S. Sui, J. Chen, X.L. Ming, S.P. Zhang, X. Lin, W.D. Huang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 91. – P. 2733–2740. – DOI: 10.1007/s00170-016-9901-9.
8. Precipitation behavior of Fe₂Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels / S.W. Chen, C. Zhang, Z.X. Xia, H. Ishikawa, Z.G. Yang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 616. – P. 183–188. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.104.
9. Microstructure of carbides at grain boundaries in nickel based superalloys / X. Dong, X. Zhang, K. Du, Yi. Zhou // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2012. – Vol. 28, N 11. – P. 1031–1038. – DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60169-8.
10. On the crystallography and composition of topologically close-packed phases in ATI 718 Plus / R. Krakow, D.N. Johnstone, A.S. Eggeman, D. Hünert, M.C. Hardy, C.M.F. Rae, P.A. Midgley // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 130. – P. 271–280. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.038.
11. *Vishwakarma K.R., Richards N.L., Chaturvedi M.C.* Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 480, N 1–2. – P. 517–528. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.002.
12. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing / K.Y. Wang, Yu. Liu, Zh. Sun, J. Lin, Ya. Lv, B. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 819. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152936.
13. Inconel 718 is a Gamma Prime strengthened alloy with excellent mechanical properties at elevated temperatures. – URL: <https://www.hpalloy.com/Alloys/descriptions/INCONEL718.aspx> (accessed: 13.08.2020).
14. High powder CO₂ and Nd-YAG laser welding of wrought Inconel 718 / S. Gobbi, L. Zhang, J. Norris, K.H. Richter, J.H. Loreau // *Journal of Materials Science & Technology*. – 1996. – Vol. 56, N 1–4. – P. 333–345. – DOI: 10.1016/0924-0136(95)01847-6.
15. *Голиков И.Н., Масленков С.Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 223 с.
16. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds / G.D.J. Ram, A.V. Reddy, K.P. Rao, G.M. Reddy, J.K.S. Sundar // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2005. – Vol. 167. – P. 73–82. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.09.081.
17. Effect of preand post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd: YAG laser / X. Cao, B. Rivaux, M. Jahazi, J., Cuddy A. Birur // *Journal of Materials Science*. – 2009. – Vol. 44, N 17. – P. 4557–4571. – DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
18. *Antonsson T., Frederiksson H.* The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718 // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2005. – Vol. 36. – P. 85–101. – DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
19. *Nie P., Ojo O.A., Li Z.* Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 77. – P. 85–95. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.039.
20. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition / Y. Zhang, L. Yang, W. Lu, D. Wei, T. Meng, Sh. Gao // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 771. – P. 138580. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138580.
21. *Goods S.H., Brown L.M.* Overview N 1: The nucleation of cavities by plastic deformation // *Acta Metallurgica*. – 1978. – Vol. 27. – P. 1–15. – DOI: 10.1016/0001-6160(79)90051-8.
22. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718 / L.L. Parimi, G.A. Ravi,

D. Clark, M.M. Attallah // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 89. – P. 102–111. – DOI: 10.1016/j.matchar.2013.12.012.

23. The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718 / Sh. Sui, J. Chen, E. Fan, H. Yang, X. Lin, W. Huang // *Materials Science & Engineering A*. – 2017. – Vol. 695. – P. 6–13. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.098.

24. Lindley T.C., Oates G., Richards C.E. A critical of carbide cracking mechanisms in ferride/carbide aggregates // *Acta Metallurgica*. – 1979. – Vol. 18. – P. 1127–1136. – DOI: 10.1016/0001-6160(70)90103-3.

25. Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. Carbide precipitation in nickel base superalloys 718 and 625 and their effect on mechanical properties // *Superalloys 718, 625 and various derivatives*. – Warrendale, PA, USA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1997. – P. 367–378.

26. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments / Sh. Sui, J. Chen, L. Ma, W. Fan, H. Tan, F. Liu, X. Lin // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 770. – P. 125–135. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.063.

27. Sivaprasad K., Raman S.G.S. Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 448 B. – P. 120–127. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.10.048.

28. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718 // *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. – 2009. – Vol. 40 A. – P. 2410–2422. – DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

29. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718 / G.A. Rao, M. Kumar, M. Srinivas, D.S. Sarma // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – Vol. 355. – P. 114–125. – DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00079-0.

30. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718 // *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. – 2009. – Vol. 40 A. – P. 2410–2422. – DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The Phase Composition of the Nickel-based Inconel 718 Alloy obtained by Additive Technology

Mariia Rashkovets^{1, a, *}, *Aelita Nikulina*^{1, b}, *Olga Klimova-Korsmik*^{2, c}, *Konstantin Babkin*^{2, d},
Olga Matts^{3, e}, *Marco Mazzarisi*^{4, f}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (Institute of laser and welding technologies), 29 Polytechnicheskaya str., Saint-Petersburg, 195251, Russian Federation

³ Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 Prospekt Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

⁴ Politecnico di Bari (Department of Mechanics, Mathematics and Management), st. Orabona, 4, Bari, 70126, Italy

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4045-0722>,  mrashkovets@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  _aelita27@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2619-8874>,  o.klimova@lrc.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1098-1319>,  babkin_kd@spbstu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0001-6442-0774>,  o.matts@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-7395-3211>,  marco.mazzarisi@poliba.it

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 June 2020

Revised: 14 July 2020

Accepted: 07 August 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Additive manufacturing

Ni-based alloy

Phase composition

Mechanical properties

Funding

The study was carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research within the framework of the scientific project No. 19-38-90131.

Acknowledgements

The studies were performed using the equipment of the Common Use Center "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU.

ABSTRACT

Introduction. Over the past decade, additive manufacturing (AM) aimed to get the object by 3D model through layer-by-layer manner in a single pass has been actively applied in manufacturing of complex-shaped parts. However, standards for AM materials have not yet been developed. Engineers and researchers are trying to achieve the mechanical properties of AM materials as those formed by standard technologies. Precipitation hardened Ni-based alloys are desirable materials for aircraft engines parts. Usually the complex geometry of such metal parts is formed by a combination of several standard technologies with complex heat treatment. Changing this labor-intensive process to AM is a promising industry direction. Phase transition occurring during layer-by-layer production with a complex thermal effect is one of the main tasks for researches. **Focus of this work** is made in the study of phase composition and mechanical properties of Ni-based alloy fabricated by high-speed direct laser deposition in different layer areas. **Materials and methods.** Microstructure of the as-deposited sample is performed using optical microscopy and SEM. Phase composition is analyzed using XRD and TEM. Mechanical properties are evaluated with microhardness and tensile tests at room temperature. **Results and Discussion.** The as-deposited structure is columnar; grains growing epitaxially along the deposition direction with the presence of transition areas. Laves phase, MC and $M_{23}C_6$ carbides appear as discrete particles and change morphology in different layer areas. The main γ/γ'' phases are not detected. The initial formations of δ -phase are identified. The microhardness test has the standard level value. With the high value of elongation, the yield strength and tensile strength of the as-deposited sample are lower than those of standard.

For citation: Rashkovets M.V., Nikulina A.A., Klimova-Korsmik O.G., Babkin K.D., Matts O.E., Mazzarisi M. The phase composition of the nickel-based Inconel 718 alloy obtained by additive technology. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 69–81. DOI:10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81. (In Russian).

* Corresponding author

Rashkovets Mariia V., Ph.D. student

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7-961-876-18-64, e-mail: mrashkovets@mail.ru

References

1. Sims Ch., Hagel W. *The superalloys*. New York, Wiley, 1974. 568 p.
2. Kolachev B.A., Elagin V.I. Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1981. 416 p. ISBN 5-87623-027-8.
3. Richards N.L., Huang X., Chaturvedi M.C. Heat affected zone cracking in cast inconel 718. *Materials Characterization*, 1992, vol. 28, no. 4, pp. 179–187. DOI: 10.1016/1044-5803(92)90080-2.
4. Ren W., Lu F., Yang R., Liu X., Li Zh. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617. *Materials & Design*, 2015, vol. 76, pp. 207–214. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.03.033.
5. Ramkumar K.D., Kumar M.B., Krishnan M.G., Dev S., Bhalodi A.J., Arivazhagan N., Narayanan S. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 639, pp. 234–244. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.004.
6. Hong J.K., Park J.H., Park N.K., Eom I.S., Kim M.B., Kang C.Y. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 201, no. 1–3, pp. 515–520. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224.
7. Sui S., Chen J., Ming X.L., Zhang S.P., Lin X., Huang W.D. The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of Laves phases during a tensile process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 91, pp. 2733–2740. DOI: 10.1007/s00170-016-9901-9.
8. Chen S.W., Zhang C., Xia Z.X., Ishikawa H., Yang Z.G. Precipitation behavior of Fe₂Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 616, pp. 183–188. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.104.
9. Dong X., Zhang X., Du K., Zhou Yi. Microstructure of carbides at grain boundaries in nickel based superalloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, vol. 28, no. 11, pp. 1031–1038. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60169-8.
10. Krakow R., Johnstone D.N., Eggeman A.S., Hünert D., Hardy M.C., Rae C.M.F., Midgley P.A. On the crystallography and composition of topologically close-packed phases in ATI 718 Plus. *Acta Materialia*, 2017, vol. 130, pp. 271–280. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.038.
11. Vishwakarma K.R., Richards N.L., Chaturvedi M.C. Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 480, no. 1–2, pp. 517–528. DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.002.
12. Wang K.Y., Liu Yu., Sun Zh., Lin J., Lv Ya., Xu B. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 819. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152936.
13. Inconel 718 is a Gamma Prime strengthened alloy with excellent mechanical properties at elevated temperatures. Available at: <https://www.hpalloy.com/Alloys/descriptions/INCONEL718.aspx> (accessed 13.08.2020).
14. Gobbi S., Zhang L., Norris J., Richter K.H., Loreau J.H. High powder CO₂ and Nd-YAG laser welding of wrought Inconel 718. *Journal of Materials Science & Technology*, 1996, vol. 56, no. 1–4, pp. 333–345. DOI: 10.1016/0924-0136(95)01847-6.
15. Golikov I.N., Maslenkov S.B. *Dendritnaya likvatsiya v stalyakh i splavakh* [Dendritic segregation in steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 223 p.
16. Ram G.D.J., Reddy A.V., Rao K.P., Reddy G.M., Sundar J.K.S. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Materials Science & Technology*, 2005, vol. 167, pp. 73–82. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.09.081.
17. Cao X., Rivaux B., Jahazi M., Cuddy J., Birur A. Effect of preand post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd: YAG laser. *Journal of Materials Science*, 2009, vol. 44, no. 17, pp. 4557–4571. DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
18. Antonsson T., Frederiksson H. The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2005, vol. 36, pp. 85–101. DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
19. Nie P., Ojo O.A., Li Z. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 77, pp. 85–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.039.
20. Zhang Y., Yang L., Lu W., Wei D., Meng T., Gao Sh. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 771, p. 138580. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138580.

21. Goods S.H., Brown L.M. Overview N 1: The nucleation of cavities by plastic deformation. *Acta Metallurgica*, 1978, vol. 27, pp. 1–15. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90051-8.
22. Parimi L.L., Ravi G.A., Clark D., Attallah M.M. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. *Materials Characterization*, 2014, vol. 89, pp. 102–111. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.12.012.
23. Sui Sh., Chen J., Fan E., Yang H., Lin X., Huang W. The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718. *Materials Science & Engineering A*, 2017, vol. 695, pp. 6–13. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.098.
24. Lindley T.C., Oates G., Richards C.E. A critical of carbide cracking mechanisms in ferride/carbide aggregates. *Acta Metallurgica*, 1979, vol. 18, pp. 1127–1136. DOI: 10.1016/0001-6160(70)90103-3.
25. Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. Carbide precipitation in nickel base superalloys 718 and 625 and their effect on mechanical properties. *Superalloys 718, 625 and various derivatives*. Warrendale, PA, USA, The Minerals, Metals and Materials Society, 1997, pp. 367–378.
26. Sui Sh., Chen J., Ma L., Fan W., Tan H., Liu F., Lin X. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 770, pp. 125–135. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.063.
27. Sivaprasad K., Raman S.G.S. Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 448 B, pp. 120–127. DOI: 10.1016/j.msea.2006.10.048.
28. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 2009, vol. 40 A, pp. 2410–2422. DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.
29. Rao G.A., Kumar M., Srinivas M., Sarma D.S. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 355, pp. 114–125. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00079-0.
30. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, pp. 2410–2422. DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).