

УДК 669.762:621.762:621:452

А. А. ПЕДАШ, Н. А. ЛЫСЕНКО, В. В. КЛОЧИХИН, В. Г. ШИЛО

АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА INCONEL 718 ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

В статье изучены состав, структура и свойства образцов из сплава Inconel 718, полученных по технологии селективного лазерного плавления (SLM) применительно к производству деталей авиационного назначения. Проведено сравнительно исследование структуры и свойств образцов после отдельного горячего изостатического прессования (ГИП), отдельной термообработки, а также после проведения ГИП с последующей термообработкой характерной для сплава Inconel 718. Установлено, что лучший комплекс механических свойств получен на образцах, полученных с применением ГИП и термообработки, когда в структуре происходит «залечивание» пор и несплошностей, упрочнение интерметаллидной γ' -фазой и заметное снижение количества избыточной, пластинчатой δ -фазы.

Ключевые слова: аддитивные технологии, селективное лазерное плавление, горячее изостатическое прессование, вакуумная термическая обработка, жаропрочный никелевый сплав, γ' -фаза, δ -фаза

Введение

Аддитивные технологии, или 3D-технологии/3D-принтинг – стремительно развивающаяся технология изготовления деталей, которая находит все более широкое применение во многих отраслях промышленности. Сущность процесса заключается в получении изделия путем послойного наращивания материала на основе компьютерной модели будущей детали на специальном оборудовании (3D-принтерах) с использованием различных методов (SLM, EBM, DMLS, DMD и др.).

Интенсивное развитие аддитивных технологий обусловлено рядом преимуществ:

- возможностью получать тонкостенные детали, поскольку фракции применяемых порошков при 3D-принтинге как правило находятся в пределах 10-100 мкм;
- обеспечением высокого коэффициента использования металла и минимизацией отходов;
- отсутствием литейных дефектов в деталях;
- упрощением процесса производства деталей, за счет уменьшения количества технологических переходов;
- исключением из техпроцесса изготовления технологической оснастки и дополнительного оборудования;
- изготовлением деталей из труднообрабатываемых материалов (интерметаллидные композиции, титановые сплавы склонные к поверхностному окислению и т.д.);
- снижением времени и трудоемкости изготов-

ления;

- применением в процессе производства средств автоматизации и компьютерных программ позволяющих оптимизировать конструкцию изделия для обеспечения минимальной массы и максимальной прочности.

Перечисленные выше преимущества аддитивных технологий обуславливают их применение и для изготовления деталей авиационно-космического назначения, как для изготовления элементов планетров [1-3], так и отдельных деталей и узлов газотурбинных двигателей [4-12].

На данный момент разработана широкая гамма технологий изготовления деталей по технологии 3D-принтинга из различных материалов (металлы, полимеры, керамика, металлокерамика, композитные материалы и др.) на машинах, использующих в качестве источника подвода энергии, как правило, лазеры (такие компании как EOS, Concept Laser, SLM Solution и др.) или электронный луч (Arcam, CalRAM и др.).

Одной из технологий получившей широкое применение для изготовления деталей является технология Selective Laser Melting (SLM-процесс, селективное лазерное плавление). В этом случае на рабочую платформу насыпают порошок материал и разравнивают с помощью ролика, формируя ровный слой материала определенной толщины. Затем выборочно (селективно) с помощью лазера обрабатывают порошок, сплавляя частички для построения необходимых твердых монолитных моделей в соответствии с исходной CAD-моделью.

Проведение ряда исследований [13-18] по исследованию качества получения деталей по технологии SLM показывает, что данная технология обеспечивает изготовление деталей с хорошим качеством поверхности и высокими механическими свойствами. Поэтому целью данной работы было опробовать в условиях АО «МОТОР СИЧ» изготовление образцов из сплава Inconel 718 (материал, активно используемый для изготовления лопаток и дисков турбины, корпусных элементов газотурбинного двигателя) с целью определения возможности применения данной технологии при изготовлении деталей авиационного назначения.

1. Экспериментальная часть

В качестве объекта для исследований использовали образцы из сплава Inconel 718 для испытания механических свойств и микроструктуры, полученные методом селективного лазерного плавления на фирме SLM Solution (Германия) на установке SLM125^{HL} с размерами рабочей камеры (x/y/z) 125×125×125 мм, оснащенной иттербиевым лазером мощностью 200 Ватт. Фракция гранул, используемых для изготовления образцов, составляла 20-50 мкм и была получена по технологии газоструйного распыления расплава. Образцы использовали как цилиндрические Ø 14 мм, так и прямоугольного сечения □ 16 мм. Длина образцов составляла 60 мм. Построение образцов на 3D-принтере осуществляли в направлении XY, а также в направлении Z.

Для устранения внутренней пористости и повышения плотности образцов после процесса селективного лазерного плавления выполняли горячее изостатическое прессование (ГИП) на горячем изостатическом прессе QIN 09×1,5-2070-1400MURC (ф. QUINTUS, Швеция). ГИП проводили по режиму: 1210±10°C, длительность выдержки составляла 3 ч., давление рабочего газа в сосуде высокого давления составляло 160 МПа; при остывании образцов была применена функция высокоскоростного равномерного охлаждения.

Образцы после ГИП подвергали термической обработке в вакуумной печи IPSEN T²T по режиму (Вариант «1»): Нагрев 980±10°C с выдержкой в 1 ч. в среде динамического вакуума 1×10⁻¹...5×10⁻² мбар, охлаждение в потоке инертного газа (аргона). Старение 720±10°C, выдержка 8 часов в среде динамического вакуума 1×10⁻¹...5×10⁻² мбар, снижение температуры в течение 2 часов до 620±10°C с последующей выдержкой 8 ч. и охлаждением в потоке аргона

Для проведения сравнительных исследований часть образцов не подвергали ГИП, а проводили

термическую обработку непосредственно после селективного лазерного сплавления (Вариант «2»). Также проводили исследование образцов подвергнутых ГИП без последующей термообработки (Вариант «3»).

После обработки по указанным вариантам заготовки проходили механическую обработку для обеспечения размеров, предусмотренных технической документацией на изготовление образцов для механических испытаний.

Химический состав сплава определяли методами спектрального и химического анализов.

Механические свойства (σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ , ψ) образцов испытывали на разрывной машине ZDMY 30 на соответствие требованиям стандарта AMS5663M.

Ударную вязкость KCU определяли на ударных образцах испытанных на маятниковом копре Instron SI-1M.

Твердость HB ($d_{0.05}$) заготовок определяли на твердомере LECO АМН-43.

Время до высокотемпературного разрушения (показатель определяемый при испытаниях на длительную прочность) τ_{σ}^T образцов определяли на установке Instron M3 при температуре 650°C и постоянно приложенной нагрузке 686 МПа (70 кгс/мм²). При испытаниях на длительную прочность образцы доводили до разрушения.

Фрактографическое исследование изломов ударных образцов после испытания на ударную вязкость проводили под бинокулярным микроскопом STEMI 2000-C.

Исследование микроструктуры проводили на нетравленных и травленных микрошлифах на микроскопе «Axio Observer. Dlm» и методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе «JEOL JSM 6360LA».

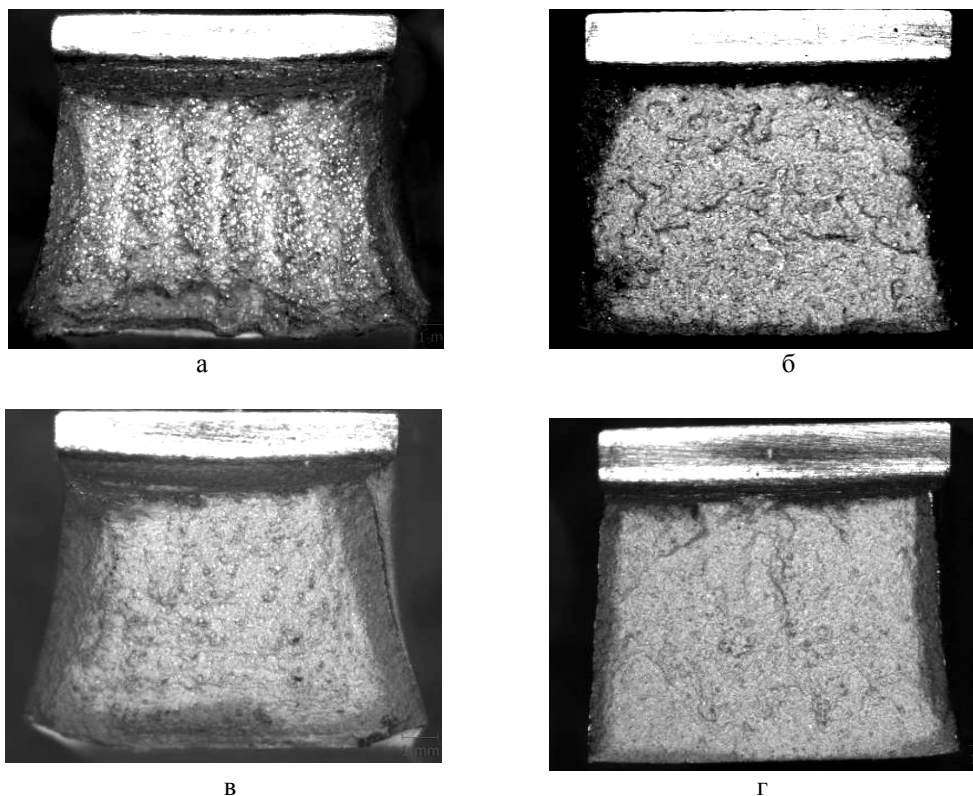
2. Анализ и обсуждение полученных результатов

По результатам исследования установлено, что химический состав поступивших на исследование образцов удовлетворительный, соответствует требованиям AMS 5663M для сплава Inconel 718 и находится примерно на одном уровне у всех исследуемых вариантов (табл. 1).

При изучении строения изломов после разрушения ударных образцов из сплава Inconel 718, полученных по технологии SLM, в образцах без ГИП (вариант «2»), построение которых производили в направлении XY, наблюдали структурную полосчатость с шероховатым рельефом за счет наличия участков сферического строения, образовавшихся по месту пор или отрыва гранул (рис. 1, а).

Химический состав образцов из сплава Inconel 718

Направление построения	Содержание элементов, %									
	C	Cr	Fe	Ni	Al	Ti	Mo	Nb	Mn	Si
XY	0,09	20,06	19,6	50,8	0,57	0,82	2,88	4,90	0,012	0,10
Z	0,09	19,45	19,6	50,6	0,53	0,83	3,10	5,49	0,013	0,08
Нормы AMS 5663M	≤ 0,08	17,0-21,0	остаток	50,0-55,0	0,2-0,8	0,65-1,15	2,8-3,3	4,75-5,50	≤ 0,35	≤ 0,35

Рис.1. Строение изломов ударных образцов из сплава Inconel 718, полученных по технологии SLM, до (а, б) и после (в, г) ГИП, $\times 6,5$:

а, в – построение образцов в направлении XY; б, г – построение образцов в направлении Z

На поперечных изломах образцов, построенных в направлении Z, полосчатость не наблюдается вследствие изменения направления построения образца (рис. 1, б).

Проведение газостатирования (варианты «1» и «3») способствует образованию более однородной структуры (рис. 1, в, г).

При металлографическом исследовании установлено, что материал термообработанных образцов (без ГИП – вариант «2») характеризуется значительной микропористостью с размером пор до ~ 75 мкм (рис. 2, а). В образцах также обнаружены единичные локальные несплошности на границе раздела со сферическими частицами и зернограницные расщепления (рис. 2, б, в).

Кроме того, в образцах не прошедших ГИП имеются оксидные включения, имеющие вид глобу-

лярных и вытянутых частиц размером до ~ 25 мкм, а также незначительное количество редко встречающихся карбонитридов размером до ~ 7 мкм.

Микроструктура материала исходных образцов, изготовленных по технологии SLM (без ГИП и без термообработки), представляет собой Ni-Fe-Cr γ -твердый раствор с наличием карбидов и карбонитридов (рис. 3, а). В структуре термообработанных по стандартному режиму образцов (вариант «2» – без ГИП) наряду с выделением интерметаллидной γ'' -фазы и небольшого количества γ' -фазы, наблюдаются частицы δ -фазы пластинчатой морфологии (рис. 3, б). Микроструктура характерна для сплава Inconel 718 в нормально термообработанном состоянии. При этом следует отметить, что упрочнение сплава Inconel 718 достигается, в основном, за счет выделения упорядоченной γ'' (Ni₃Nb)-фазы с

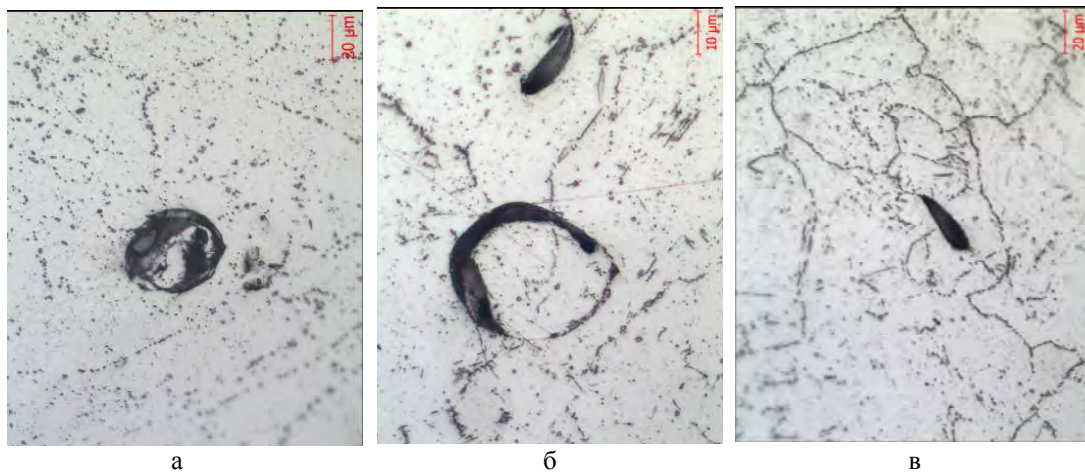


Рис. 2. Микропоры (а), микронесплошности на границе раздела со сферическими частицами (б) и зернограничные расщепления (в) в образцах из сплава Inconel 718 (SLM) – вариант «2» (без ГИП): а, в – $\times 500$; б – $\times 1000$

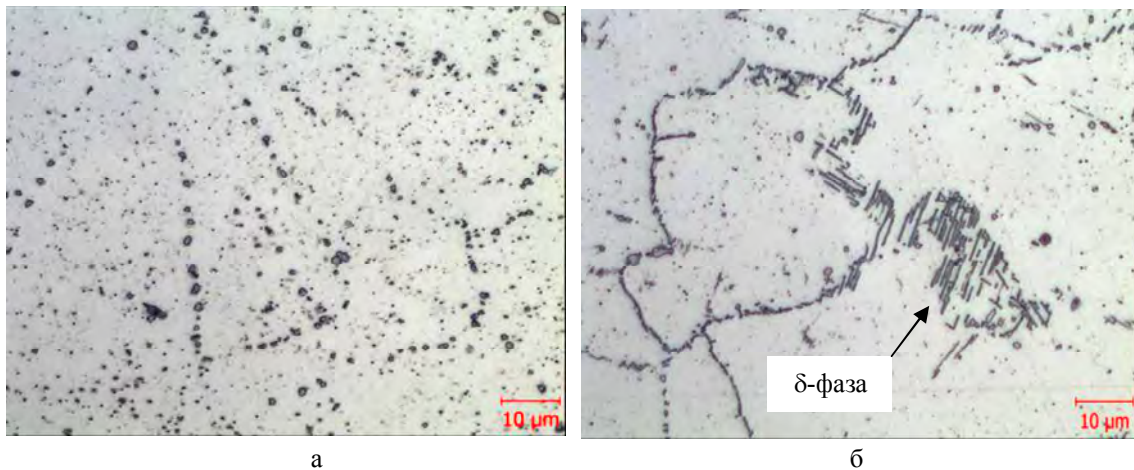


Рис. 3. Микроструктура образцов из сплава Inconel 718 (SLM) до ГИП, $\times 1000$: а – до термообработки; б – после термообработки (вариант «2»)

о.ц.т. структурой. Избыточная δ -фаза растёт на выделениях γ'' -фазы в виде параллельных пластин на границах зёрен и внутри них [19]. Проведение операции ГИП (вариант «3») способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объёмах металла. При этом в зонах «залечивания» выявлены глобулярные и (или) плёночные окислы, по контуру которых просматривается выделение вторичных карбонитридов (рис. 4).

После выполнения операции ГИП и последующей термической обработки по указанному выше режиму (вариант «1») происходит упрочнение γ -твёрдого раствора преимущественно за счет выделения в процессе старения интерметаллидной γ'' -фазы. Карбиды и карбонитриды выделяются, в основном, в виде дискретных глобулярных частиц. При этом следует отметить, что количество пластинчатой δ -фазы в образцах, обработанных по 1-му варианту, заметно меньше, чем при обработке по варианту «3». На рис. 5 представлена микрострук-

тура образцов из сплава Inconel 718 после ГИП + стандартная термообработка (вариант «3»). Микроструктурное исследование методом растровой электронной микроскопии при увеличениях до $\times 10000$ показало, что в исследуемом сплаве количество упрочняющей интерметаллидной фазы не превышает 10%.

Интерметаллидная γ'' -фаза выделяется в виде мелкодисперсных частиц размером $\sim 0,17 \dots 0,23$ мкм (рис. 6, а). Кроме того, установлено, что толщина пластин δ -фазы составляет $\sim 0,23 \dots 0,41$ мкм (рис. 6, б).

Механические свойства термообработанных по стандартному режиму образцов [закалка + старение – как до, так и после проведения ГИП (варианты «1» и «3»)] соответствуют требованиям AMS 5663M и находятся примерно на одном уровне (табл. 2).

Значения пределов прочности и текучести образцов, прошедших ГИП при температуре $1210^{\pm 10}$ °C (без последующей стандартной термообработки – вариант «3»), находятся ниже требований нормативной документации (см. табл. 2).

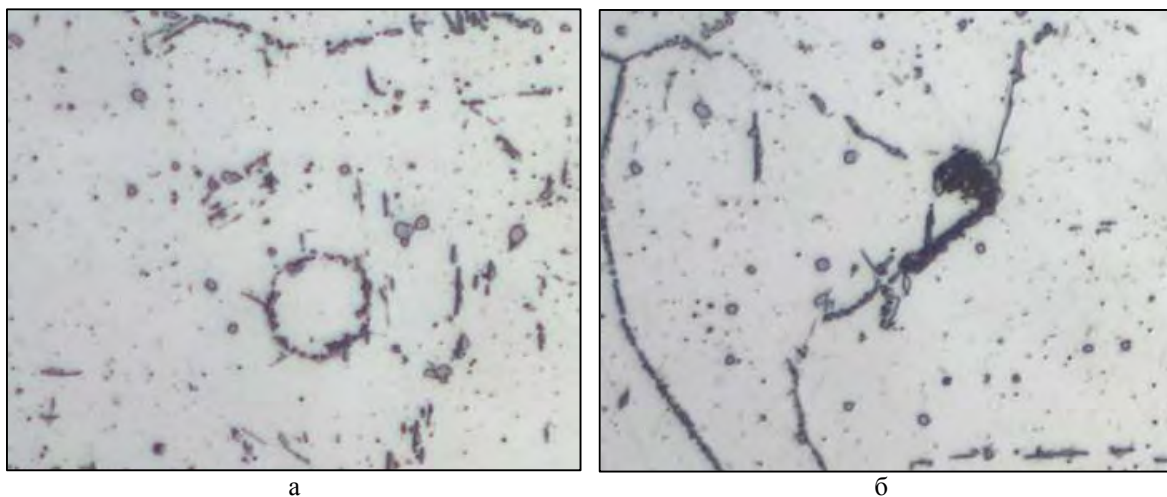


Рис. 4. Зоны «залечивания» микронесплошностей в образцах из сплава Inconel 718 (SLM) после ГИП (вариант «3»), $\times 1000$

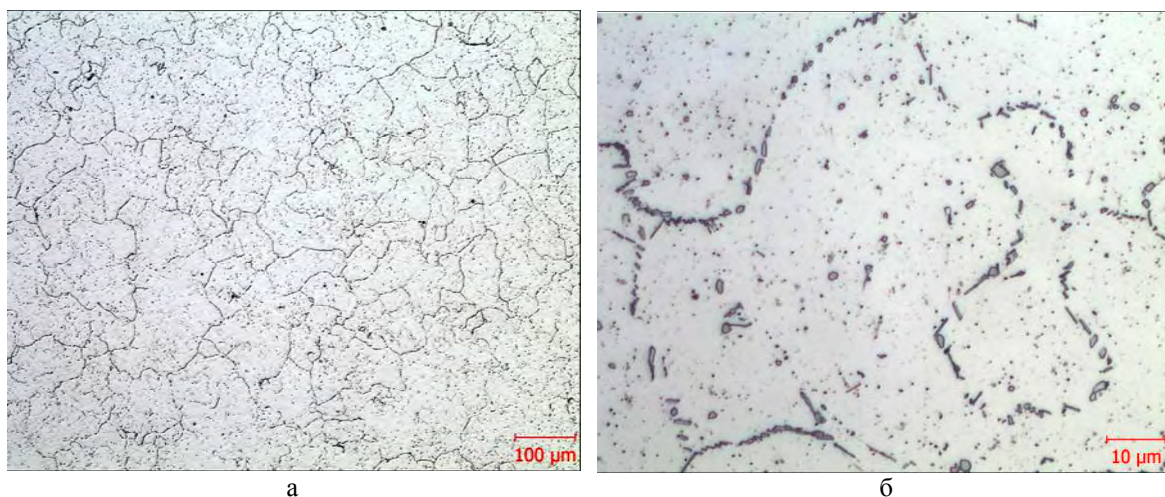


Рис. 5. Микроструктура образцов из сплава Inconel 718 (SLM) после ГИП + стандартная термообработка (вариант «1»): а – $\times 100$; б – $\times 1000$

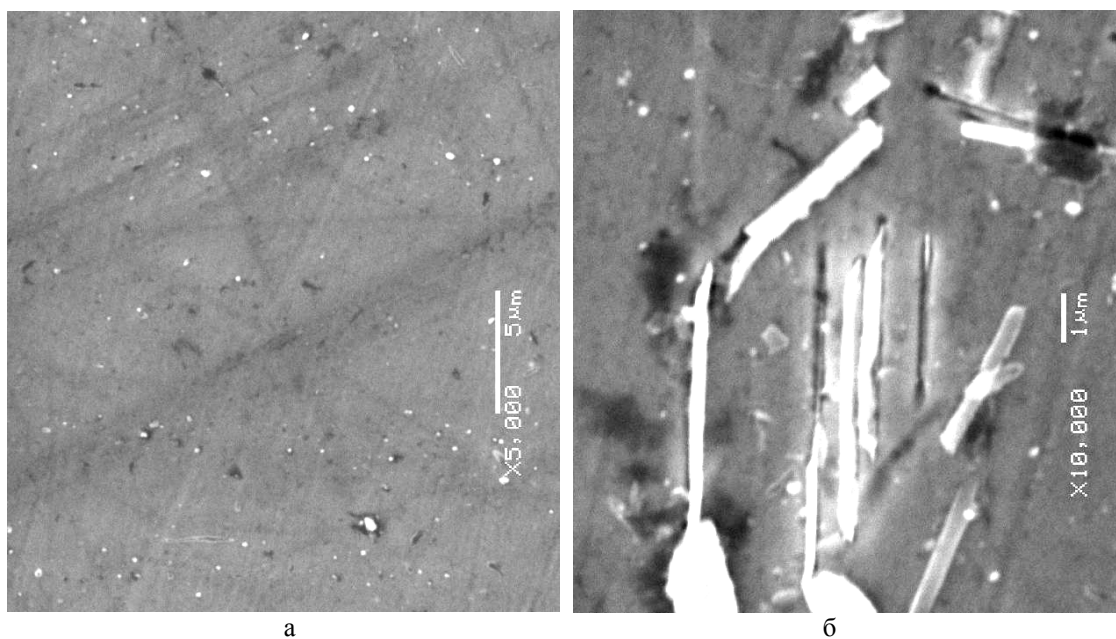


Рис. 6. Мелкодисперсные частицы интерметаллидной γ'' -фазы (а) и пластины δ -фазы (б) в образцах из сплава Inconel 718 (SLM) после ГИП + стандартная термообработка (вариант «1»): а – $\times 5000$; б – $\times 10000$

Таблица 2

Механические свойства сплава Inconel 718 до и после операции ГИП

Вариант	Механические свойства при t=20°C					
	$\sigma_{в}$, МПа	σ_{02} , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/м ²	НВ, d _{отп.} , мм
«1» (ГИП + термообработка)	1361,0	1087,0	24,4	36,3	72,3	3,10
«2» (без ГИП – после термообработки)	1353,0	1097,0	23,2	33,1	61,5	3,10
«3» (ГИП + без термообработки)	890,0	426,0	52,8	56,8	227,5	4,20
	896,0	430,0	52,0	56,4	212,5	4,30
Нормы AMS 5663M	≥1300,0	≥1050,0	≥12,0	≥15,0	-	-

При этом пластические характеристики в ~ 4 раза превышали требования AMS 5663M. Отсутствие упрочнения при данном варианте исследования связано с отсутствием в структуре сплава интерметаллидных когерентно связанных с матрицей сплава γ' - и γ'' -фаз, как правило выделяющихся при термообработке в процессе длительного старения.

Показатели длительной прочности после проведения операции ГИП+термообработка (вариант «1») более, чем в 4 раза превышают требования стандарта AMS 5663M (табл. 3).

Выводы

1. Качество материала образцов, полученных из сплава Inconel 718 по технологии селективного лазерного плавления (SLM), по химическому составу, механическим и жаропрочным свойствам соответствует требованиям AMS 5663M (для кованных прутков из сплава Inconel 718).

2. Снижение прочностных характеристик в газостатированных образцах, обработанных по варианту «3» (без последующего проведения стандартной термообработки), обусловлено отсутствием операции старения, при котором происходит упрочнение γ -твердого раствора вследствие выделения интерметаллидных γ' - и γ'' -фаз.

3. Проведение стандартной термообработки (закалка+старение) после ГИП (вариант «1») способствует повышению прочностных характеристик исследуемого сплава.

4. Материал образцов без ГИП (вариант «2») характеризуется значительной микропористостью с размером пор до ~ 75 мкм с наличием единичных локальных несплошностей на границе раздела со сферическими частицами и зернограницных расщеплений. Проведение операции горячего изостатического прессования способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объемах металла. При этом в зонах «залечивания» выявлены глобулярные и (или) плёночные окислы, по контуру которых просматривается выделение вторичных карбонитридов.

5. Применение аддитивных технологий к изготовлению деталей авиационной техники потребует проведения большого комплекса исследований и испытаний для подтверждения стабильности характеристик с последующей процедурой обязательной сертификации технологии производства и материалов на соответствие требованиям авиационных правил.

6. В рамках перспективных работ при изготовлении деталей авиационной техники по технологии селективного лазерного сплавления авторы планируют проведение серии исследований по опробованию изготовления образцов и натуральных деталей из гранул жаропрочного сплава Inconel 718 полученным плазменным центробежным распылением, характеризующихся лучшей сферичностью формы и отсутствием наследственных гранул [20].

Таблица 3

Показатели длительной прочности сплава Inconel 718

Вариант	Длительная прочность		
	T _{исп.} , °C	σ , МПа	Время до разрушения, $\tau_{686(70)}^{650}$, час.
«1» (ГИП + термообработка)	650	686	109 ³⁰ 92 ⁰⁰
Нормы AMS 5663M	650	686	≥23

Литература

1. 20,000 3D Printed Parts Are Currently Used on Boeing Aircraft as Patent Filing Reveals Further Plans [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://3dprint.com/48489/boeing-3d-print>. – 04.08.2015.

2. 3D Printed Parts Prove Beneficial for Airbus and ULA [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://aviationweek.com/technology/3d-printed-parts-prove-beneficial-airbus-and-ula>. – 04.08.2015.

3. GE's Additive Manufacturing (3D Printing) Research Center [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://gereports.com/post/102897646836/ges-additive-manufacturing-3d-printing-research>. – 04.08.2015.

4. Применение аддитивных технологий для изготовления деталей перспективных газотурбинных двигателей [Текст] / Л. А. Магерамова, Ю. А. Ножницкий, Б. Е. Васильев и др. // Технология легких сплавов. – 2015. – № 4. – С. 7-13.

5. Логачева, А. И. Аддитивные технологии для изделий ракетно-космической техники : перспективы и проблемы применения [Текст] / А. И. Логачева // Технология легких сплавов. – 2015. – № 3. – С. 39-44.

6. Дорошенко, В. С. Аддитивное производство отливок на 3D-принтерах [Текст] / В. С. Дорошенко // Оборудование и инструмент для профессионалов. Металлообработка. – 2016. – № 5. – С. 62-64.

7. Разработка технологии изготовления завихрителя фронтального устройства камеры сгорания перспективного двигателя ПД-14 [Текст] // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № S5. – С. 101-102.

8. Перспективы применения аддитивных технологий в производстве сложных деталей газотурбинных двигателей из металлических материалов [Текст] / С. В. Белов и др. // Аддитивные технологии в российской промышленности : сб. науч. тр. – М. : ВИАМ, 2015. – С. 101-102.

9. Rolls-Royce Building First XWB-97 for Flights Tests [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://flightglobal.com/news/articles/rolls-royce-to-fly-trent-xwb-with-largest-ever-3d-printed-409207>. – 04.08.2015.

10. GE's considers 3Dprinting Turbine Blades for next generation boeing 777X's GE9X Engines [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://3dprint.com/11266/3d-printed-lpt-ge9x-777x>. – 04.08.2015.

11. NASA tests limits of 3D-printing with powerfull rocket engine check [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://nasa.gov>. – 27.08.2013.

12. Hot-fire tests show 3D-printed rocket parts rival traditionally manufactured parts [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://nasa.gov>. – 24.07.2013.

13. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process [Text] / S. L. Campanelli,

N. Contuzzi, A. Angelastro et al. // *New trends in Technologies : Devices, Computer, Communication and Industrial Systems*. – 2010. – P. 233-252.

14. Laser Additive Manufacturing of Turbine Components, Precisely and Repeatable. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://lia.org/blog/category/laser-insights-2/laser-additive-manufacturing>. – 20.05.2011.

15. Brodin, H. Mechanical Behaviour and Microstructure Correlation in a Selective Laser Melted Superalloy [Text] / H. Brodin, O. Andersson, S. Johansson // *ASME Turbo Expo 2013. Turbine Technical Conference & Exposition, San Antonio, Texas, USA*. – 2-7 June 2013.

16. Part and material properties in selective laser melting of metals [Text] / J.-P. Kruth, M. Badrossamay, E. Yasa et al. // *Proceedings of the 16th Symposium on Electromachining*. – April 2010. – P. 1-12.

17. Averyanova, M. Studying the influence of initial powder characteristics on the properties of final parts manufactured by the selective laser melting technology [Text] / M. Averyanova, P. Bertrand, B. Verquin // *Virtual & Physical Prototyping*. – 2011. – № 6. – P. 215-223.

18. Wang, F. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy X alloy by selective laser melting technology [Text] / F. Wang // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2012. – № 58. – P. 545-551.

19. Симс, Ч. Жаропрочные сплавы [Текст] / Ч. Симс, В. Хагель – М. : Металлургия, 1976. – 568 с.

20. Логунов, А. В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии) [Текст] / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин. – М. : Наука и технологии, 2013. – 264 с.

References

1. 20,000 3D Printed Parts Are Currently Used on Boeing Aircraft as Patent Filing Reveals Further Plans. Available at: <http://3dprint.com/48489/boeing-3d-print> (accessed 04.08.2015).

2. 3D Printed Parts Prove Beneficial for Airbus and ULA. Available at: <http://aviationweek.com/technology/3d-printed-parts-prove-beneficial-airbus-and-ula> (accessed 04.08.2015).

3. GE's Additive Manufacturing (3D Printing) Research Center. Available at: <http://gereports.com/post/102897646836/ges-additive-manufacturing-3d-printing-research> (accessed 04.08.2015).

4. Magerramova, L. A., Nozhnickij, Ju. A., Vasil'ev, B. E. Primeneniye additivnyh tehnologii dlya izgotovleniya detaley perspektivnyh gazoturbinnnyh dvigateley [Application of additive technology for manufacture of components for next-generation gas turbine aeroengines]. *Tehnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 4, pp. 7-13.

5. Logatcheva, A. I. Additivnye tehnologii dlya izdeliy raketno-kosmicheskoy tehniky : perspektivy i

problemy primeneniya primeneniya [Additive technologies for aerospace products : outlook and application problems]. *Tehnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 3, pp. 39-44.

6. Doroshenko, V. S. Additivnoye proizvodstvo otlivok na 3D-printerakh [Additive production of castings on 3D printers]. *Oborudovaniye i instrument dlya professionalov. Metalloobrabotka*, 2016, no. 5, pp. 62-64.

7. Razrabotka tehnologii izgotovleniya zavihritelya frontovogo ustroystva kamery sgoraniya perspektivnogo dvigatelya PD-14 [Development of the manufacturing process for a front burner unit swirler for next generation aero engine PD-14]. *Aviatsionnyye materialy i tehnologii*, 2014, no. S5, pp. 101-102.

8. Belov, S. V. Perspektivy primeneniya additivnykh tekhnologiy v proizvodstvo slozhnykh detaley gazoturbinykh dvigateley iz metallicheskih materiallov [Outlook for additive technology applications in manufacture of sophisticated gas turbine parts from metallic materials]. *Additivnye tekhnologii v rossiyskoy promyshlennosti* [Additive technologies in russian industry]. Moscow, VIAM Publ., 2015, pp. 101-102.

9. *Rolls-Royce Building First XWB-97 for Flights Tests*. Available at: <http://flightglobal.com/news/articles/rolls-royce-to-fly-trent-xwb-with-largest-ever-3d-printed-409207> (accessed 04.08.2015).

10. *GE's considers 3Dprinting Turbine Blades for next generation boeing 777X's GE9X Engines*. Available at: <http://3dprint.com/11266/3d-printed-lpt-ge9x-777x> (accessed 04.08.2015).

11. *NASA tests limits of 3D-printing with powerfull rocket engine check*. Available at: <http://nasa.gov> (accessed 27.08.2013).

12. *Hot-fire tests show 3D-printed rocket parts rival traditionally manufactured parts*. Available at: <http://nasa.gov> (accessed 24.07.2013).

13. Campanelli, S. L., Contuzzi, N., Angelastro, A. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process. *New trends in Technologies : Devices, Computer, Communication and Industrial Systems*, 2010, pp. 233-252.

14. *Laser Additive Manufacturing of Turbine Components, Precisely and Repeatable*. Available at: <http://lia.org/blog/category/laser-insights-2/laser-additive-manufacturing> (accessed 24.07.2013).

15. Brodin, H., Andersson, O., Johansson, S. Mechanical Behavior and Microstructure Correlation in a Selective Laser Melted Superalloy. *ASME Turbo Expo 2013. Turbine Technical Conference & Exposition*, San Antonio, Texas, USA, 2-7 June 2013.

16. Kruth, J.-P., Badrossamay, M., Yasa, E. Part and material properties in selective laser melting of metals. *Proceedings of the 16th Symposium on Electromachining*, April 2010, pp. 1-12.

17. Averyanova, M., Bertrand, P., Verquin, B. Studying the influence of initial powder characteristics on the properties of final parts manufactured by the selective laser melting technology. *Virtual & Physical Prototyping*, 2011, no. 6, pp. 215-223.

18. Wang, F. Mechanical properties study on rapid additive layer manufacture Hastelloy X alloy by selective laser melting technology. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, no. 58, pp. 545-551.

19. Sims, Ch., Hagel, V. *Zharoprochnyye splavy* [High-temperature alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 568 p.

20. Logunov, A. V., Shmotin, Y. N. *Sovremennyye zharoprochnyye nikellevyye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tehnologii)* [Modern Heat resistant nickel-base alloys for gas turbine disks (materials and technologies)]. Moscow, Nauka i tehnologii Publ., 2013. 264 p.

Поступила в редакцию 20.04.2017, рассмотрена на редколлегии 9.06.2017

Рецензент: д-р техн. наук, проф. Э. И. Цивирко, Запорожский национальный технический университет, Запорожье.

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ ЗІ СПЛАВУ INCONEL 718, ЩО ОТРИМАНІ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

О. О. Педаш, Н. О. Лысенко, В. В. Клочихін, В. Г. Шило

В статті розглянуті склад, структура та властивості зразків зі сплав Inconel 718, що були отримані за технологією селективного лазерного плавлення (SLM) стосовно виробництва деталей авіаційного призначення. Проведено порівняльне дослідження структури та властивостей зразків після окремого го гарячого ізостатичного пресування (ГП), окремої термічної обробки, а також після проведення ГП з наступною термічною обробкою характерною для сплаву Inconel 718. Встановлено, що кращий комплекс механічних властивостей отримано на зразках, що були отримані із застосуванням ГП з наступною термічною обробкою, коли в структурі відбувається «лікування» пор і несучільностей, зміцнення інтерметалідною γ'' -фазою та помітне зменшення кількості надлишкової, пластинчастої δ -фази.

Ключові слова: адитивні технології, селективне лазерне плавлення, гаряче ізостатичне пресування, вакуумна термічна обробка, жароміцний никелевий сплав, γ'' -фаза, δ -фаза

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF SPECIMENS MADE FROM INCONEL 718
MADE BY SELECTIVE LASER MELTING PROCESS***A. A. Pedash, N. A. Lysenko, V. V. Klochikhin, V. G. Shylo*

Composition, structure and properties of specimens made from Inconel 718 by selective laser melting (SLM) process applied in manufacture of aircraft grade parts are studied in this article. A comparison of a structure and properties of specimens subjected to a separate hot isostatic pressing (HIP), separate heat treatment, and a HIP followed by heat treatment typically used for Inconel 718 alloy has been carried out. It was found out that the best combination of mechanical properties is attained on the specimens subjected by HIP followed by heat treatment, which results in healing pores and discontinuities, γ'' phase strengthening and remarkable reduction of excessive lamellar δ -phase.

Keywords: additive manufacturing, selective laser melting, hot isostatic pressing, vacuum heat treatment, superalloy, γ'' -phase, δ -phase

Педаш Алексей Александрович – канд. техн. наук, начальник бюро управления главного металлурга АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com.

Лысенко Наталия Алексеевна – ведущий инженер управления главного металлурга АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина.

Клочихин Владимир Валериевич – главный металлург АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина.

Шило Валерий Григорьевич – начальник отдела управления главного металлурга АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина.

Pedash Alexey Alexandrovich – ph.D., bureau chief in chief of metallurgical engineers department JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com.

Lysenko Natalia Alekseevna – UGMet engineer of JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine.

Klochkhin Vladimir Valerievich - Chief of metallurgical engineers department JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine.

Shilo Valeriy Grigorievich – chief of the department JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine.