

УДК 621.763:669.018.14:621.791.725

doi: 10.32620/aktt.2020.7.10

А. А. ПЕДАШ, П. А. КАСАЙ, В. В. КЛОЧИХИН, В. Г. ШИЛО

АО "МОТОР СИЧ", Запорожье, Украина

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЯ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

В статье приведены результаты испытаний на малоцикловую усталость (МЦУ), исследования микроструктуры и фрактографии изломов усталостных образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (SLM) порошков жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. Выполнено исследование химического состава, микроструктуры образцов до и после испытания, результатов малоцикловой усталости при комнатной и повышенных температурах, построенных в направлении ХУ (горизонтальное). Образцы после построения подвергались горячему изостатическому прессованию (ГИП) с последующей термической обработкой. Результаты исследования показывают, что в состоянии построения в образцах наблюдаются четко выраженные зоны послойного сплавления размером ~ 100 мкм. Установлено, что после ГИП и термообработки упрочнение сплава осуществляется с помощью интерметаллидной фазы типа γ'' – Ni_3Nb , а также карбидами и фазой γ' , идентифицирована также пластинчатая δ -фаза. Испытание на МЦУ проводилось в «мягком» цикле нагружения с заданными интервалами напряжения для обеспечения долговечности в 10^3 , 5×10^3 , 10^4 циклов до разрушения. По полученным данным построена логарифмическая кривая в координатах «Напряжение σ – N_f » позволяющая с достаточной достоверностью определить рациональный уровень напряжений при испытаниях на МЦУ для обеспечения заданного числа циклов до разрушения. Установлены следующие соотношения σ – N_f : для обеспечения $N_f=10^3$, $\sigma \leq 104$ кгс/мм² (1020 МПа), $N_f=5 \times 10^3$, $\sigma=95 \div 98$ кгс/мм² (931-961 МПа), $N_f=10^4$, $\sigma \leq 96$ кгс/мм² (941 МПа). Результаты исследования изломов образцов после испытания на МЦУ при 20°C и 550°C показывают, что при циклическом упругопластическом деформировании при комнатной температуре в изломах наблюдается многоочаговость зон зарождения трещины, фиксируется в основном вязкий характер разрушения с наличием усталостных бороздок, размер которых увеличивается по мере продвижения трещины к зоне долома. При повышенной температуре в зоне зарождения и распространения усталостной трещины наблюдается квазихрупкий характер разрушения, переходящий в вязкий в зоне долома.

Ключевые слова: жаропрочный сплав; малоцикловая усталость; аддитивные технологии; селективное лазерное сплавление; горячее изостатическое прессование; термообработка.

Введение

Проведение ряда работ [1 – 5] по исследованию качества получения деталей по технологии селективного лазерного сплавления (SLM) показывает, что данная технология обеспечивает изготовление деталей с высоким уровнем механических свойств. Вызывает интерес и применение данной технологии для изготовления деталей авиационной техники, в частности газотурбинных двигателей (ГТД) [6 – 8].

Поскольку на ресурс деталей ГТД, в значительной степени влияет сопротивление материала малоцикловой (МЦУ) и многоцикловой усталости [9, 10] материал в интервале рабочих температур должен обеспечивать работоспособность в упругой области без накопления пластической деформации при действии соответствующих нагрузок.

Из-за обилия микроструктурных дефектов при использовании мелкодисперсных порошковых материалов при 3D-печати, детали, изготовленные аддитивным

методом, как правило, характеризуются анизотропией и повышенной плотностью дефектов, наиболее типичными из которых являются микропоры, которые в условиях циклического деформирования приводят к зарождению микротрещин. В процессе циклического усталостного нагружения их количество увеличивается, постепенно образуя усталостную микротрещину, которая вырастая до критических размеров приводит к разрушению материала. Поэтому определение момента начала накопления повреждений и допустимого уровня напряжений и деформаций при испытаниях на МЦУ является важной задачей при изготовлении и эксплуатации деталей, изготовленных в том числе и с использованием аддитивных технологий.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований на малоцикловую усталость образцов из сплава Inconel 718, полученного методом селективного лазерного сплавления на установке EOS M400.

Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследования использовали образцы из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. Образцы получали методом селективного лазерного плавления на 3D-установке фирмы EOS GmbH (Германия) с размерами рабочей камеры (x/y/z) 400×400×400 мм, оснащенной иттербиевым лазером мощностью 1000 Ватт. Фракции гранул, используемых для изготовления образцов, составляли 15–45 мкм. Образцы изготавливали цилиндрические Ø 14 мм, длиной 65 мм. Построение образцов на 3D-принтере осуществляли в направлении XY. 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: 1160±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: Нагрев 980±10°C с выдержкой в 1 ч. в среде динамического вакуума, охлаждение в потоке инертного газа (аргона). Старение 720±10°C, выдержка 8 часов в среде динамического вакуума, снижение температуры в течение 2 часов до 620±10°C с последующей выдержкой 8 ч. и охлаждением в потоке аргона.

Исследование микроструктуры и фактографии изломов образцов до и после испытаний проводили методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе «JEOL JSM 6360LA».

Испытания на МЦУ проводили по ГОСТ 25.502 (тип образца – II) на универсальной сервогидравлической испытательной машине Instron 8862, оснащенной высокотемпературной печью Instron CP100961 с использованием программного обеспечения LCF3, в «мягком» цикле нагружения, с управляемым параметром – приложенным к образцу напряжением.

Образцы испытывали при температурах 20°C и 550°C, с частотой 1 Гц, цикл нагружения - асимметричный, коэффициент асимметрии цикла Rσ=0. Уровень напряжений подбирался исходя из условия обеспечения числа циклов до разрушения 10³, 5×10³, 10⁴.

Анализ и обсуждение полученных результатов

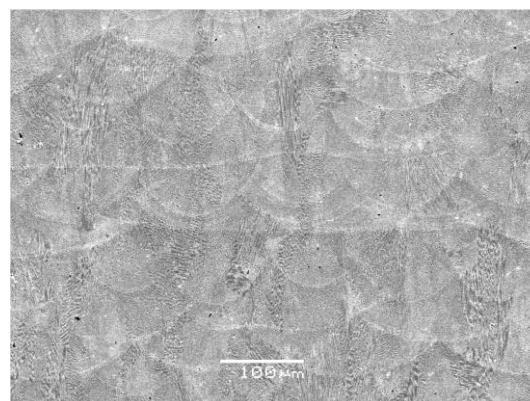
По результатам исследования установлено, что химический состав исследуемых образцов удовлетворительный, соответствует требованиям AMS 5662 для сплава Inconel 718.

Таблица 1
Химический состав исследуемых образцов

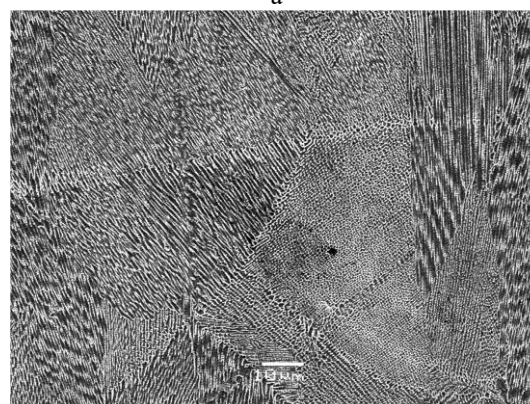
Шифр образца (ГОСТ 25.502)	Содержание элементов, %						
	C	Al	Ni	Ti	Nb	Cr	Mo
II	0,06	0,59	52,0	0,95	5,13	17,90	3,0
Нормы AMS 5662	≤ 0,08	0,2- 0,8	50,0- 55,0	0,65- 1,15	4,75- 5,50	17,0- 21,0	2,8- 3,3

Примечание: Fe – остаток

В микроструктуре материала образцов после построения прослеживаются области послойного сплавления в виде дугообразных линий, отображающие морфологию застывших микрованн расплава (рис. 1, а). Высота этих областей около 100 мкм.



а



б

Рис. 1. Микроструктура усталостного образца в состоянии построения:
а – ×200, б – ×500

Некоторые столбчатые дендриты, направление которых совпадает с направлением выращивания, пересекает несколько слоев, что свидетельствует об их эпитаксиальном росте (рис. 1, б).

Анализ микроструктуры при большем увеличении показывает, что она практически полностью состоит из γ -фазы, образующейся в процессе селективного лазерного сплавления за счет большой скорости при охлаждении. Большая скорость кристаллизации приводит также к образованию ячеистой дендритной микроструктуры (рис. 2) с незначительной сегрегацией ниобия и молибдена на границу между дендритными ячейками. Следует также отметить, что в структуре исходных образцов (в состоянии построения) была выявлена микропористость с размерами до 75 мкм.

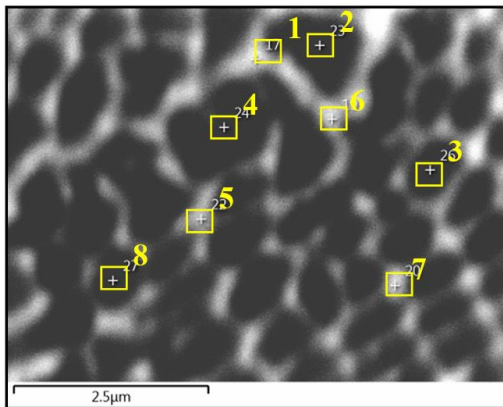


Рис. 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа усталостного образца в состоянии построения, $\times 500$:

Точка	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0,64	1,08	18,8	17,6	50,9	7,48	3,49
2	0,59	1,09	19,7	18,1	51,5	5,62	3,28
3	0,60	0,93	19,5	18,3	52,0	5,31	3,28
4	0,54	1,09	19,7	18,5	51,8	5,22	3,09
5	0,56	1,02	19,5	18,5	51,6	5,61	3,07
6	0,67	1,13	19,1	18,1	50,8	7,50	3,49
7	0,61	1,05	19,5	18,2	51,2	5,80	3,45
8	0,65	1,05	19,7	18,2	51,9	5,08	3,34

В структуре образцов после ГИП и термообработки помимо основной матричной γ -фазы наблюдаются выделения интерметаллидной γ'' -фазы и небольшого количества γ' -фазы, отмечается наличие также частиц δ -фазы пластинчатой морфологии (рис. 3). Данная микроструктура характерна для сплава Inconel 718 в нормально термообработанном состоянии. Проведение операции ГИП способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объемах металла.

В табл. 2 и на рис. 4 представлены результаты испытаний образцов на малоцикловую усталость

образцов. По полученным экспериментальным данным аппроксимирована и построена логарифмическая кривая в координатах « σ – N_c ». Полученная кривая довольно точно (к-т корреляции $R=0,95$) показывает, что увеличение прикладываемого к образцам напряжения приводит к уменьшению числа циклов до разрушения.

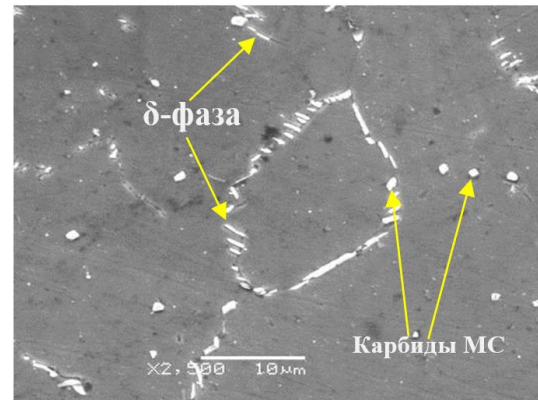


Рис. 3. Микроструктура усталостного образца после ГИП и термообработки, $\times 2500$

Таблица 2
Результаты испытаний образцов из сплава Inconel 718 на малоцикловую усталость (средние значения)

Температура испытания, °C	Напряжение деформации, кгс/мм ² (МПа)	Количество циклов до разрушения N_c
20	130 (1100)	6303
20	124 (1216)	8351
20	112 (1274)	15285
550	120 (1176)	30
550	116 (1137)	58
550	104 (1020)	3245
550	102 (1000)	3422
550	100 (980)	5072
550	98 (961)	5980
550	96 (941)	10901
550	94 (921)	11620
550	86 (843)	14165

Анализ результатов табл. 1 и рис. 4 позволяет установить величины размаха напряжений для достижения заданного числа долговечности. При повышенной температуре максимальная долговечность, с обеспечением числа циклов $N_c \geq 1 \cdot 10^4$, получена при использовании прикладываемого к образцу напряжения, не превышающего 96 кгс/мм² (941 МПа), а для обеспечения заданного минимального количества циклов ($N_c \geq 1 \cdot 10^3$) величина максимального напряжения составляет 104 кгс/мм² (1020 МПа). Промежуточная зона, с обеспечением $N_c \geq 5 \cdot 10^3$, наблюдается при использовании величин напряжений в интервале 95...98 кгс/мм² (931...961 МПа).

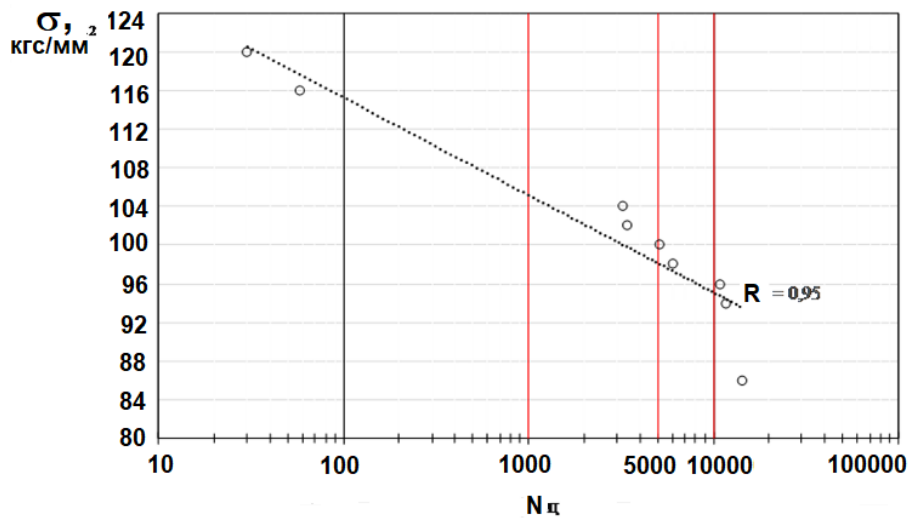


Рис. 4. Кривая в координатах « σ – $N_{ц}$ » характеризующая зависимость числа циклов до разрушения $N_{ц}$ образцов изготовленных по SLM-технологии от величины напряжения деформации σ ($T=550^{\circ}\text{C}$, $\nu=1\text{Гц}$, $R\sigma=0$)

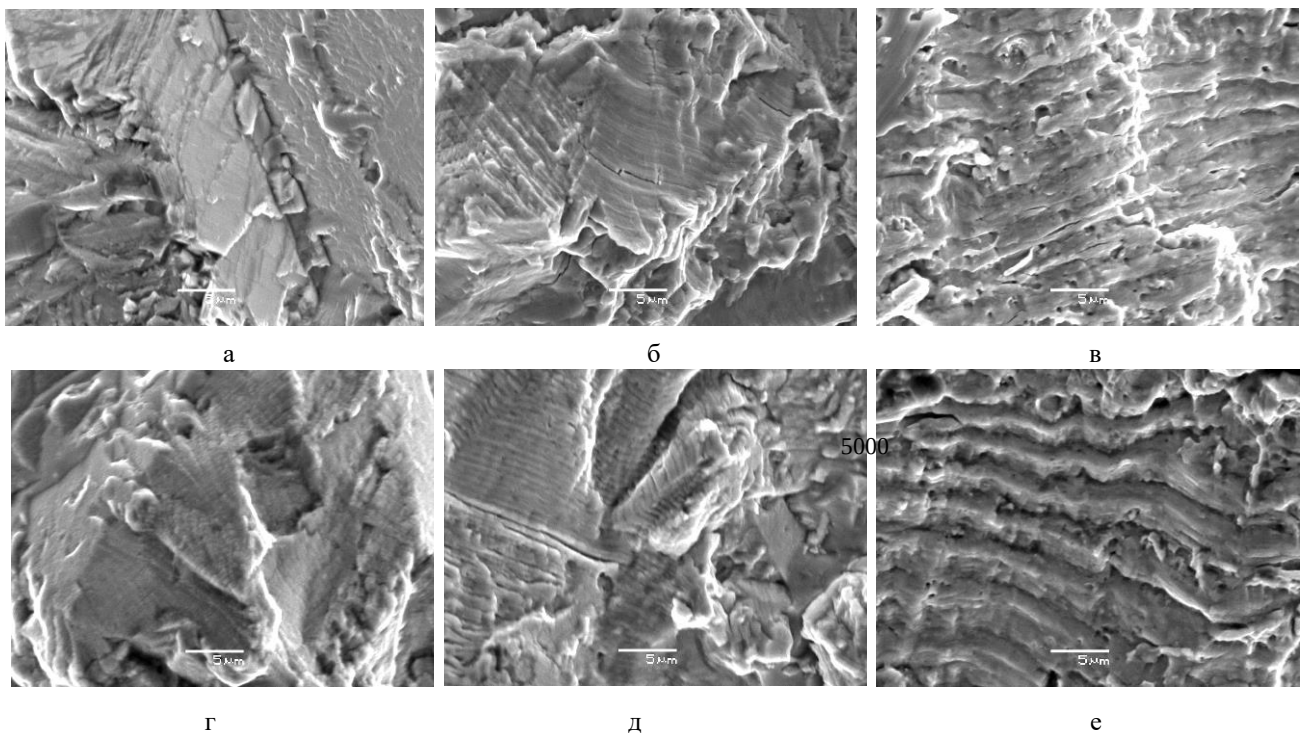


Рис. 5. Изломы усталостных образцов после испытания при 20°C и $\sigma=130\text{ кгс/мм}^2$ (1100 МПа) (а – в) и 550°C и $\sigma=116\text{ кгс/мм}^2$ (1137 МПа) (г – е), $\times 3500$

Фрактография изломов образцов после испытания на МЦУ представлена на рис. 5. Исследовали изломы образцов после испытания при 20°C и $\sigma=130\text{ кгс/мм}^2$ (1100 МПа), а также при 550°C и $\sigma=116\text{ кгс/мм}^2$ (1137 МПа). Из представленных результатов видно, что в образце, испытанном при комнатной температуре в приповерхностных зонах излома образца наблюдаются отчетливые сколы; сам излом характеризуется многоочаговыми зонами зарождения трещины.

Вблизи очагового (в зоне зарождения) скола наблюдаются бороздки мелкого шага (размером около 1 мкм) характерные для малоциклового усталостного разрушения. По мере продвижения от зоны зарождения трещины к зоне долома, размеры бороздок увеличивались до 4-5 мкм, и далее перерастали в надрывы. При этом следует отметить, что характер излома в доломе меняется с вязкохрупкого на внутризеренный вязкий. При повышенных температурах образцы характеризовались линейным многоочаго-

вым разрушением. Бороздки от начального скола распространялись в направлении разрушения и были очень мелкими. По мере продвижения трещины шаг их увеличивался и около зоны долома составлял 4 мкм, при этом бороздки характерные для вязко-хрупкого разрушения. В зоне долома излом вязкий, ямочный местами внутризеренный. В целом образец испытанный при комнатной температуре характеризуется наличием большего количества сколов, по сравнению с образцом испытанным при 550°C.

Выводы

1. Структура материала усталостных образцов в состоянии построения характеризуется послойным сплавлением в виде дугообразных линий с наличием эпитаксиального роста столбчатых дендритов. Упрочнение в сплаве достигается в основном за счет выделения интерметаллидной γ'' -фазы типа Ni₃Nb. Выполнение ГИП и стандартной для сплава Inconel 718 термообработки способствует получению более однородной структуры.

2. По полученным экспериментальным данным, при условиях испытания $T=550^{\circ}\text{C}$, $\nu=1\text{Гц}$, $R\sigma=0$, построена кривая в координатах «Напряжение σ – Нц» позволяющая с достаточной достоверностью определить рациональный уровень напряжений при испытаниях на МЦУ для обеспечения заданного числа циклов до разрушения. В частности, установлены следующие соотношения σ – Нц: для обеспечения Нц = 10^3 , $\sigma \leq 104 \text{ кгс/мм}^2$ (1020 МПа), Нц = 5×10^3 , $\sigma = 95 \dots 98 \text{ кгс/мм}^2$ (931...961 МПа), Нц = 10^4 , $\sigma \leq 96 \text{ кгс/мм}^2$ (941 МПа).

3. Изломы исследованных усталостных образцов характеризуются многоочаговостью зон зарождения трещины усталости. Характер излома образца, испытанного при комнатной температуре, меняется по мере продвижения от зоны зарождения к зоне долома с вязкохрупкого на внутризеренный вязкий, а в образце испытанном при повышенной температуре с вязкохрупкого на вязкий.

Литература

1. *Аддитивные технологии и изделия из металла. Пособие для инженеров [Текст] / М. А. Зленко и др. – СПб. Изд-во политехнич. ун-та, 2013. – 222 с.*
2. *Структура и свойства образцов из сплава Inconel 718 полученных по технологии селективного лазерного плавления [Текст] / А. А. Педаш, Н. А. Лысенко, В. В. Клочихин и др. // Авиационно-космическая техника и технология. – 2017. – № 8 (143). – С. 46-54.*
3. *Влияние технологий изготовления металлических порошков на структуру и свойства деталей,*

полученных селективным лазерным плавлением [Текст] / А. А. Педаш, В. В. Клочихин, Н. А. Лысенко и др. // Вестник двигателестроения. – 2019. – №2. – С. 31-39.

4. *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.*

5. *Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting [Text] / T. Trosch, J. Strößner, R. Völkl et al // Materials Letters. – 2016. – No. 164. – P. 428–431.*

6. *GE's Additive Manufacturing (3D Printing) Research Center [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://gereports.com/post/102897646836/ge-additive-manufacturing-3d-printing-research>. – 08.06.2020.*

7. *Разработка технологии изготовления за-вихрителя фронтового устройства камеры сгорания перспективного двигателя ПД-14 [Текст] : информ-ационное сообщение // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 5. – С. 101-102.*

8. *Металлопорошковые композиции жаро-прочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИ-АМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров наполненных ме-таллическими порошками [Текст] / Е. Н. Каблов, А. Г. Евгенов, О. Г. Оспенникова и др. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2016. – № 9 (678). – С. 62-79.*

9. *Cowles, B. A. High cycle fatigue in aircraft gas turbine – an industry perspective [Text] / B. A. Cowles // Int. Journal of Fracture. – 1996. – №. 80. – С. 147–163.*

10. *Голубовский, Е. Р. Усталость монокри-сталлов никелевых сплавов ВЖМ-4 и ВЖМ-5 при повышенных температурах [Текст] / Е. Р. Голубов-ский, М. Е. Волков // Авиационные двигатели. – 2018. – № 1. – С. 51-58.*

References

1. Zlenko, M. A. et al. *Additivnyie tekhnologii v mashinostoyenii* [Additive manufacturing in machinebuilding]. Sankt Petersburg, Polytechnic university publishing Publ., 2013. 222 p.
2. Pedash, A. A., Lysenko, N. A., Klochikhin, V. V., Shylo, V. G. *Struktura i svoistva obraztcov iz splava Inconel 718 poluchennykh po tehnologii laz-ernogo plavlenniya* [Structure and properties of speci-mens made from Inconel 718 by selective laser melting process]. *Aviacijno-kosmichna tehnika i tehnologia – Aerospace technic and technology*, 2017, no. 8 (143), pp. 46-54.
3. Pedash, A. A., Klochikhin, V. V., Lysenko, N. A., Shylo, V. G., Kasay, P. A. *Vliyaniye tekhnologiy izgotovleniya metallicheskih poroshkov na strukturu i*

svoistva detaley, poluchennyh selektivnym lazernym plavleniyem [Influence of the powder manufacturing technique on the structure and properties of the SLM-parts]. *Visnik dvigunobuduvannia – Herald of aeroenginebuilding*, 2019, no. 2, pp. 31-39.

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

5. Trosch, T., Ströbner, J., Völkl, R., Glatzel, U. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting. *Materials Letters*, 2016, no. 164, pp. 428–431.

6. GE's Additive Manufacturing (3D Printing) Research Center. Available at: <http://gereports.com/post/102897646836/ges-additive-manufacturing-3d-printing-research> (accessed 08.06.2020).

7. Razrabotka tehnologii izgotovleniya zavihritelya frontovogo ustroystva kamery sgoraniya perspektivnogo dvigatelya PD-14 Informatzionnoye soobsheniye. [Development of the manufacturing process for a front burner unit swirler for next generation aero engine PD-14]. *Aviatsionnyie materialy i tehnologii – Aerospace materials and technologies*, 2014, no. 5, pp. 101-102.

8. Kablov, E. N., Evgenov, A. G., Ospennikova, O. G., Semenov, B. I. Semenov, A. B., Korolev, V. A. Metalloporoshkovyye kompozicii zharoprochnogo splava EP648 proizvodstva FGUP VIAM GNC RF v tehnologiyah selektivnogo lazernogo splavleniya, lazernoy gazoporoshkovoy naplavki i vysokotochnogo litya polimerov napolnennyh metallicheskim poroshkami [Metal Power Compositions for the EP648 Heat Resistant Alloy Manufactured by All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM for Selective Laser Melting, Laser Metal Deposition and Metal Injection Molding Technologies]. *Izvestiya vyschyh uchebnyh zavedeniy – Proceedings of higher educational institutions. Mechanical engineering*, 2016, no. 9 (678), pp. 62-79.

9. Cowles, B. A. High cycle fatigue in aircraft gas turbine – an industry perspective. *Int. Journal of Fracture*. 1996, no. 80, pp. 147–163.

10. Golubovsky, E. R., Volkov, M. E. Ustalost' monokristalov nikelovyh splavov VZHM-4 i VZHM-5 pri povyshennyh temperaturah [Fatigue of single crystal Ni-based superalloy VZHM-4 and VZHM-5 at elevated temperatures]. *Aviatsionnyje dvigateli – Aviaengines*. 2018. no. 1. pp. 51-58.

Поступила в редакцію 09.06.2020, рассмотрена на редколлегии 15.08.2020

СТРУКТУРА Й ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ОТРИМАНІ СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ ПІСЛЯ ВИПРОБУВАННЯ НА МАЛОЦИКЛОВУ ВТОМУ

О. О. Педаш, П. О. Касай, В. В. Ключихін, В. Г. Шило

У статті наведені результати випробувань на малоциклову втому (МЦВ), дослідження мікроструктури й фрактографії зламів втомних зразків, що виготовлені методом селективного лазерного сплавлення (SLM) порошків жароміцного нікелевого сплаву Inconel 718. Виконане дослідження хімічного складу, мікроструктури зразків до й після випробування, результатів МЦВ при кімнатній й підвищених температурах, що побудовані у напрямку ХУ (горизонтальне). Зразки після побудови піддавалися гарячому ізостатичному пресуванню (ГІП) з наступною стандартною для сплаву Inconel 718 термічною обробкою. Результати дослідження свідчать, що в стані побудови в зразках спостерігаються чітко вироджені зони пошарового сплавлення розміром ~ 100 мкм. Встановлено, що після ГІП й термообробки зміцнення сплаву здійснюється за допомогою інтерметалідної фази типу γ'' – Ni_3Nb , а також карбідами й фазою γ' , ідентифіковано також пластинчасту δ -фазу. Випробування на МЦВ проводилося у «м'якому» циклі навантаження із заданими інтервалами напруження для забезпечення довговічності в 10^3 , 5×10^3 , 10^4 циклів до руйнування. За отриманими даними побудовано логарифмічну криву у координатах «Напруження σ – Кількість циклів N_c », що дозволяє із достатньою достовірністю визначити раціональний рівень напружень при випробуваннях на МЦВ для забезпечення заданого числа циклів до руйнування. Встановлені наступні співвідношення $\sigma - N_c$: для забезпечення $N_c=10^3$, $\sigma \leq 10^4$ кгс/мм² (1020 МПа), $N_c=5 \times 10^3$, $\sigma=95 \dots 98$ кгс/мм² (931...961 МПа), $N_c=10^4$, $\sigma \leq 96$ кгс/мм² (941 МПа). Результати дослідження зламів зразків після випробування на МЦВ при 20°C й 550°C свідчать, що при циклічному пружно-пластичному деформуванні при кімнатній температурі в зламах спостерігається багатоджерельність зон зародження тріщини, фіксується в основному в'язкий характер руйнування з наявністю втомних боріздов, розмір котрих збільшується по мірі просування тріщини до зони долому. При підвищеній температурі в зоні зародження й розповсюдження втомної тріщини спостерігається квазікрихкий характер руйнування, що переходить у в'язкий у зоні долому.

Ключові слова: жароміцний сплав; малоциклова втома; селективне лазерне плавлення; гаряче ізостатичне пресування; термічна обробка.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SLM-MANUFACTURED PARTS AFTER LCF-TESTING

O. Pedash, P. Kasay, V. Klochikhin, V. Shylo

Results of low cycle fatigue (LCF) testing, investigation of microstructure, and fractures of specimens, which was, obtain by selective laser melting process (SLM) of the powders from Inconel 718 alloy have been carried out in the present article. Chemical composition of the considered specimens, microstructure before and after testing, results at room and elevated temperatures, which were built in XY direction (horizontal), were carrying-out. The specimens in the as-built state were exposed by hot isostatic pressing (HIP) with subsequent inherent Inconel 718 heat treatment. It was established that in specimens in as-built state observe accurately expressed zones of layer-by-layer smelting with 100 μm height. After HIP with subsequent heat treatment strengthening of the considered alloy provides by intermetallic γ'' – Ni₃Nb phase, γ' -phase and carbides, also was identified lamellar δ -phase in the microstructure. LCF-testing was conducted in a so-called «soft» cycle of loading with a predetermined interval of the strain for providing of fatigue life in 10^3 , 5×10^3 , 10^4 cycles. The obtained data was built logarithmic curve in coordinates «Strain σ – Number of cycles N », that allows, with sufficient reliability, determine a rational strain level at LCF-testing for providing a predetermined number of cycles. The following ratios of σ – N were established ($R\sigma=0$, $\nu=1$ Hz): for providing $N=10^3$, $\sigma \leq 1020$ MPa, $N=5 \times 10^3$, $\sigma=931 \dots 961$ MPa, $N=10^4$, $\sigma \leq 941$ MPa. Results of the fractures investigation after LCF-testing at 20°C and 550°C shows that during the cyclic elastoplastic deformation at room temperature multicentricity of crack initiations zones observes. Mainly fixed a viscous pattern of fracture with a fatigue grooves presence, which size increases in the process of crack advance to the zone of fracture area. At elevated temperature in the zones of fatigue crack initiation and spreading quasi-brittle character of destruction observes, and turns in viscous in the zone of fracture area. Authors should be pointed out that the application of additive technologies in the manufacture of aerospace parts requires extensive R&D works, and testing efforts to confirm the repeatability of alloy characteristics.

Keywords: superalloy; low cycle fatigue; additive technologies; selective laser melting; hot isostatic pressing; heat-treatment.

Педаш Алексей Александрович – канд. техн. наук, нач. бюро управления главного металлурга АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина.

Касай Павел Александрович – зам. директора АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина.

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

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

Alexey Pedash – PhD, bureau chief in chief of metallurgical engineers department, JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine,
e-mail: tb.ugmet@motorsich.com, ORCID Author ID: 0000-0003-1231-9951.

Pavel Kasay – Deputy of Production Director, JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine,
ORCID Author ID: 0000-0003-2181-8381.

Vladimir Klochikhin – Chief of metallurgical engineers department, JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine, ORCID Author ID: 0000-0002-0754-5543.

Valeriy Shilo – Chief of the department, JSC «MOTOR SICH», Zaporozhye, Ukraine,
ORCID Author ID: 0000-0003-2446-8874.