

Оглезнева С.А., Каченюк М.Н., Сметкин А.А., Кульметьева В.Б. Влияние температуры искрового плазменного спекания на структуру сплава «Инконель 625» // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 25–32. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.03

Oglezneva S.A., Kachenyuk M.N., Smetkin A.A., Kulemetieva V.B. Effect of spark plasma sintering temperature on “Inconel 625” alloy structure. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 25–32. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.03

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 22, № 1, 2020
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.03
УДК 621.762.5

С.А. Оглезнева, М.Н. Каченюк, А.А. Сметкин, В.Б. Кульметьева

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ
НА СТРУКТУРУ СПЛАВА «ИНКОНЕЛЬ 625»**

Важной стратегией в достижении необходимых свойств суперсплавов является управление структурой без изменения химического состава, в том числе за счет термомеханической обработки. Искровое плазменное спекание обладает значимыми преимуществами в сравнении с традиционными методами спекания, горячего изостатического прессования и другими благодаря одноэтапному циклу ИПС с коротким временем уплотнения и низкой температурой спекания. Представлены результаты исследований влияния температуры искрового плазменного спекания на структуру жаропрочного сплава «Инконель 625». С помощью методов лазерной дифракции, металлографии, сканирующей электронной микроскопии и рентгенографии дан анализ распыленных порошков «Инконель 625» и спеченных материалов. Показано, что порошки обладают отклонением от сферичности, частицы имеют сателлиты и в некоторых случаях «аморфный панцирь». Средний размер частиц соответствует 38 мкм, структура частиц дендритно-ячеистая. Консолидация порошков выполнена на установке Dr. Sinter SPS-1050b (SPS Syntex Inc.) при значениях температуры 800, 850, 900, 950, 1000 °С, времени выдержки 5 мин, давлении 30 МПа, скорости нагрева 100 °С/мин. Показана стадийность консолидации порошков в процессе ИПС, поровая структура сохраняется до 950 °С. Максимально плотный материал получен при $T = 1000$ °С. Структура спеченных при всех вышеуказанных значениях температуры образцов представлена матричной ГЦК γ -фазой, фазами выделения Ni_3Nb (δ -фаза) и карбидами матрицы типа $(Nb, Mo)C$. Температура ИПС не влияет существенным образом на элементный состав материала. Полученные результаты исследований позволяют в дальнейшем оптимизировать условия ИПС при получении высокотемпературных функционально градиентных материалов.

Ключевые слова: распыленный порошок, сплав «Инконель 625», размер частиц, плотность, пористость, искровое плазменное спекание, структура, фазовый состав, γ - и δ -фазы, карбиды.

S.A. Oglezneva, M.N. Kachenyuk, A.A. Smetkin, V.B. Kulmetieva

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**EFFECT OF SPARK PLASMA SINTERING TEMPERATURE
ON “INCONEL 625” ALLOY STRUCTURE**

An important strategy in achieving the necessary properties of superalloys is to control the structure without changing the chemical composition, including through thermomechanical processing. Spark plasma sintering has significant advantages in comparison with traditional methods of sintering, hot isostatic pressing, etc., due to the one-stage SPS cycle with a short compaction time and low sintering temperature. This paper presents the results of studies of the influence of the spark plasma sintering temperature on the structure of the heat-resistant Inconel 625 alloy. Laser diffraction, metallography, scanning electron microscopy and XRD methods are used to analyze atomized Inconel 625 powders and sintered materials. It is shown that powders have a deviation from sphericity, particles have satellites and in some cases “amorphous armor”. The average particle size corresponds to 38 μm , the particle structure is dendritic-cellular. Consolidation of powders is carried out at the Dr. Sinter SPS-1050b (SPS Syntex Inc.) at temperatures 800, 850, 900, 950, 1000 °C, holding time 5 min, pressure 30 MPa, heating speed 100 °C/min. The stepwise consolidation of powders in the SPS process is shown, the pore structure is preserved up to 950 deg.C. The maximum dense material is obtained at $T = 1000$ °C. The structure of the samples sintered at all the above temperatures is represented by the matrix FCC γ -phase, Ni_3Nb (δ -phase) separation phases and matrix carbides of type $(Nb, Mo)C$. The SPS temperature does not significantly affect the elemental composition of the material. The obtained research results will further optimize the conditions of IPS in the production of high-temperature functionally gradient materials.

Keywords: atomized powder, “Inconel 625” alloy, particle size, density, porosity, spark plasma sintering, structure, phase composition, γ - and δ -phases, carbides.

Введение

Сплавы на основе никеля (суперсплавы) обладают высоким комплексом механических характеристик даже вблизи температуры плавления. Они широко используются в аэрокосмической промышленности из-за их превосходной механической прочности при комнатной или высоких температурах, хорошей стабильности поверхности и стойкости к высокотемпературной коррозии или окислению [1–4]. Инконель 625 представляет собой жаропрочный никелевый сплав с твердорастворным упрочнением добавками молибдена и ниобия. Благодаря своей хорошей высокотемпературной прочности, коррозионной стойкости, а также отличной свариваемости и технологичности в особо агрессивных средах сплав широко используется для изготовления деталей авиационной, аэрокосмической, химической, нефтехимической и морской промышленности [5–10]. Важной стратегией в достижении необходимых свойств сплавов является управление структурой без изменения химического состава [11–13], например за счет термомеханической обработки [14–17].

Аддитивные технологии производства изделий в последнее время активно расширяют номенклатуру сплавов, в том числе осваивают и авиационные никелевые сплавы. Однако препятствием на пути внедрения аддитивного производства является то, что многие суперсплавы трудно обрабатывать с помощью технологий аддитивного производства, и многочисленные сообщения о серьезных проблемах трещинообразования можно найти в литературе. Обычно приписываемая к γ' -упрочненным сплавам, эта проблема может также существовать для некоторых γ'' -упрочненных сплавов, которые обычно считаются свариваемыми. Это связано с высокой сложностью химического состава сплавов, взаимодействием между легирующими элементами, а также с очень быстрой динамикой процессов в технологиях прямого лазерного спекания металлов (DMLS), селективного лазерного плавления (SLM) и др. [18–21].

Искровое плазменное спекание (ИПС) – высокоскоростной термомеханический метод обработки порошковых материалов за счет прилагаемых к ним постоянного импульсного тока и нагрузки [22–25]. ИПС имеет несколько преимуществ в сравнении с традиционными методами спекания, горячего изостатического прессования и др. Благодаря быстрому циклу ИПС с коротким временем уплотнения и низкой температурой спекания возможно получение почти полностью беспористых материалов с уменьшенным ростом зерна и изготовле-

ние материалов с меньшим количеством микроструктурных дефектов. Технология ИПС является весьма перспективной для обработки никелевых сплавов, поскольку способствует образованию γ -матричных фаз с ГЦК-решеткой, первичных γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, ГЦК) и вторичных γ'' ($\text{Ni}_3(\text{Nb})$, ОЦК) интерметаллических фаз, упрочнению твердых растворов. Эти фазы улучшают механические свойства спеченных сплавов [26]. При этом технология ИПС позволяет уменьшить проблемы с микросегрегациями, пористостью в структуре материала [27].

Цель настоящей работы заключалась в исследовании структуры сплава «Инконель 625» при искровом плазменном спекании в интервале температур 800–1000 °С.

Методики эксперимента и исследований

В качестве исходного материала для изучения экспериментальных образцов использован сферический порошок сплава «Инконель 625» (Hoeganas). Элементный состав материалов анализировали с помощью энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного спектрометра EDX-800 HS (Shimadzu). Гранулометрический состав исходных порошков изучали на лазерном дифрактометре Analyzette 22 NanoTech (Fritsch). Морфологию частиц исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Vega 3 (Tescan).

Перед спеканием порошки засыпали в графитовую пресс-форму диаметром 20 мм. Искровое плазменное спекание порошков выполнено на установке Dr. Sinter SPS-1050b (SPS Syntex Inc.) при значениях температуры 800, 850, 900, 950, 1000 °С, времени выдержки 5 мин, давлении 30 МПа, скорости нагрева 100 °С/мин, скважности следования импульсов 12/2. Режим ИПС при $T = 1000$ °С представлен на рис. 1, при других значениях температуры режимы реализованы по той же схеме. Контроль температуры осуществлялся с помощью пирометра.

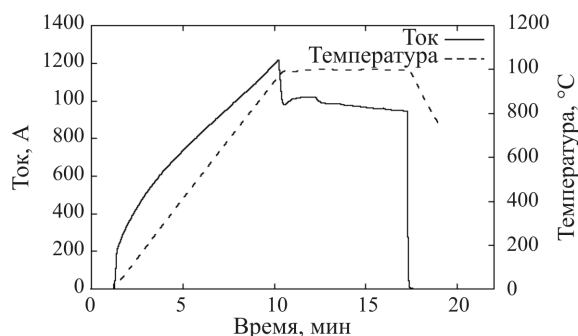


Рис. 1. Режим ИПС для получения образцов из порошков сплава «Инконель 625» при $T = 1000$ °С

Металлографический анализ полированных нетравленных и травленных шлифов из образцов после ИПС проведен с помощью оптического микроскопа Axiovert 40MAT (Carl Zeiss) при увеличении 200–1000 крат. Оцифрованные изображения анализировали с помощью программы ImageJ [28]. Для выявления структурных элементов шлифы подвергали электрохимическому травлению в 10%-ном растворе щавелевой кислоты в течение 5 с при токе 0,5 А. Микротвердость образцов измерена на приборе ПМТ-3 при нагрузке индентора 50 г.

Рентгеноструктурный анализ материалов выполнен на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu) с использованием λ -Cu-излучения.

Результаты и их обсуждение

При входном контроле с помощью энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа определен элементный состав исходного порошка сплава «Инконель 625» (табл. 1).

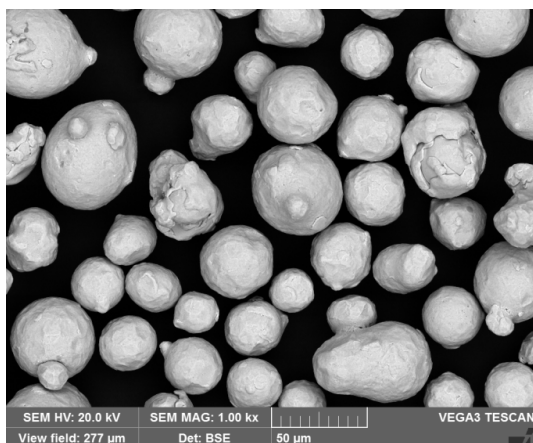
На рис. 2 представлены кривые распределения частиц по размерам и морфология частиц исходного порошка «Инконель 625». Вид распределения час-

тиц близок к гауссовому типу, при этом характерный размер частиц следующий: $d_{10} = 25$ мкм, $d_{50} = 38$ мкм, $d_{90} = 52$ мкм. Здесь 10, 50 и 90 – это процент частиц меньше указанного диаметра. Анализ частиц с помощью сканирующей электронной и оптической микроскопии выявил дефектность расплывенных частиц в виде сателлитности, наслоений в виде аморфной оболочки («аморфный панцирь»), наличия пор. Размеры сателлитов находятся в диапазоне 2–15 мкм при среднем размере, как указано выше, 38 мкм. Размер пор в частицах, исходя из анализа шлифов в поперечном сечении изолированных частиц, достигает 20 мкм. Обнаруженная дефектность обуславливает некоторую асимметричность кривой распределения частиц по размерам (см. рис. 2, в).

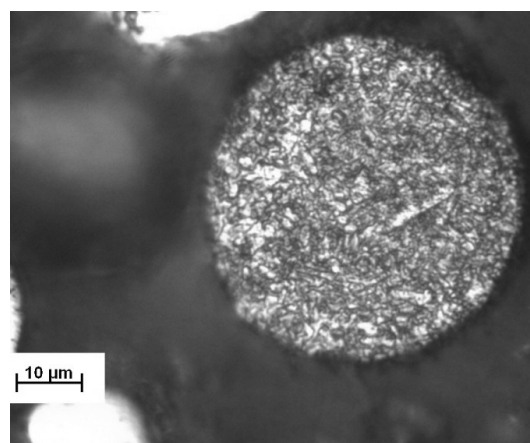
Таблица 1

Элементный состав исходного порошка «Инконель 625»

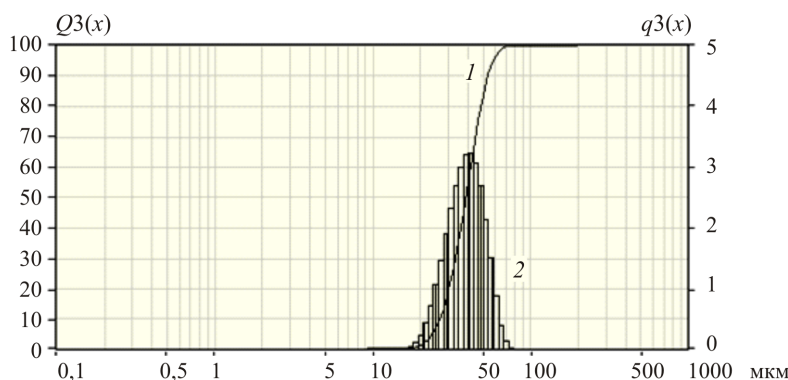
Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Co
62,23	21,53	11,35	4,22	0,52	0,15



а



б



в

Рис. 2. Порошок сплава «Инконель 625»: а – СЭМ-изображение частиц; б – шлиф поперечного сечения частицы, травлено; в – гранулометрический состав, интегральная (1) и дифференциальная (2) кривые распределения

Оптическая металлография отдельных частиц (см. рис. 2, б) показала, что они обладают дендритно-ячеистым строением, характерным для литой структуры материала. Наблюдаемая дисперсность структуры обусловлена высокой скоростью охлаждения при кристаллизации частиц в процессе их получения при распылении. При электролитическом травлении шлифов частиц в некоторых слу-

чаях отчетливо проявляются дендритные ветви первого порядка.

Во время ИПС порошки нагревались до значений температуры (800, 850, 900, 950 и 1000 °С) значительно ниже температуры плавления. Оптическая металлография показала, что при 800 °С формируются слабые межчастичные контакты (рис. 3, а), при температуре 850–900 °С механиче-

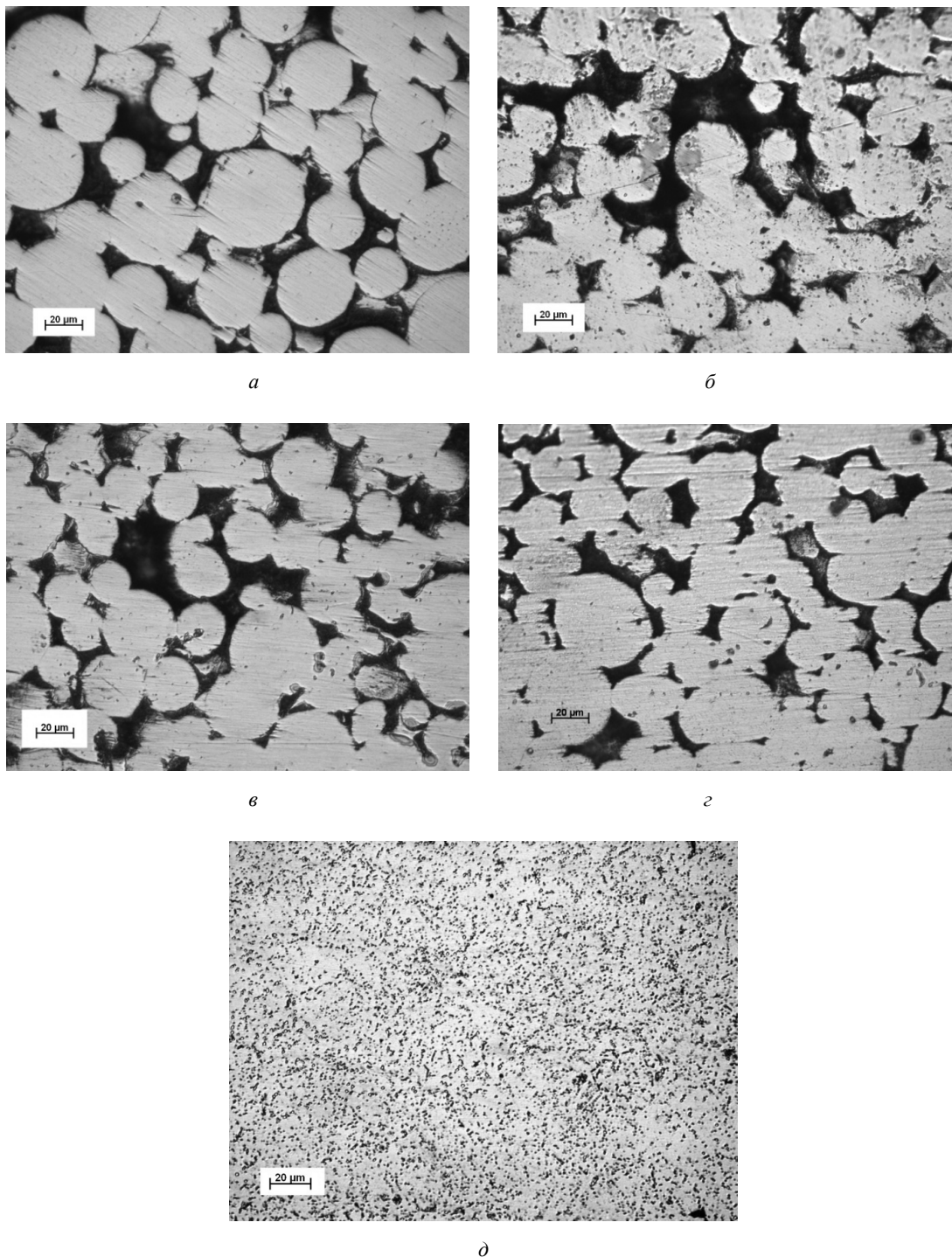


Рис. 3. Оптическая микроскопия образцов после различных режимов ИПС, травлено (×500):
 а – 800 °С; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С; д – 1000 °С

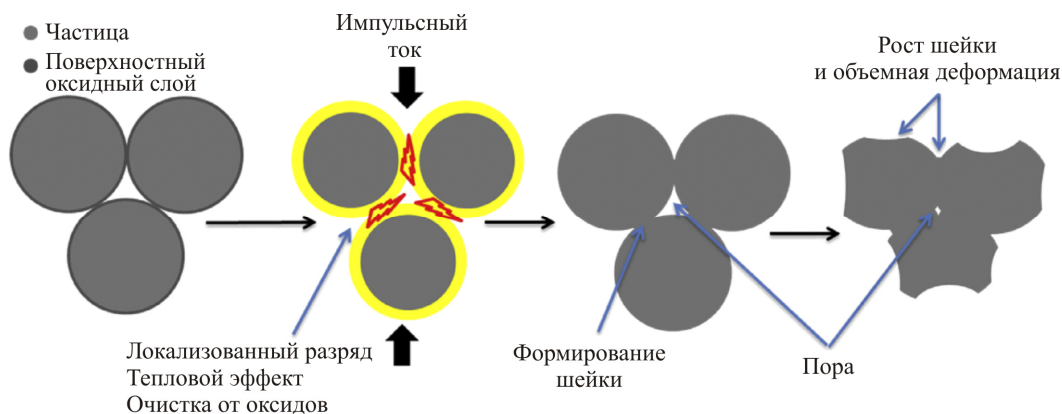


Рис. 4. Схематическое изображение стадий процесса искрового плазменного спекания – модель из трех сферических частиц [30]

ские связи между частицами порошка трансформируются в металлические связи за счет образования шеек между частицами (рис. 3, б–з). Процесс образования шеек обусловлен минимизацией свободной поверхностной энергии частиц и протекает через атомно-диффузионные механизмы [29–31]. Анализ пористости с помощью ImageJ по оцифрованным изображениям шлифов показал, что при значениях температуры ИПС 800, 850, 900 и 950 °С пористость находится в диапазоне 16–18 %. ИПС при $T = 1000$ °С позволяет получить максимально плотный материал (рис. 3, д), пористость составляет всего 0,2 %. Пористость, определенная гидростатическим взвешиванием, изменяется от 28 % для материала, полученного при 800 °С, до ~0 % при 1000 °С. Анализ пористости оцифрованных изображений шлифов следует принимать как нижний предел, поскольку измерения выполнены на случайно выделенной области в плоскости шлифа. На рис. 4 показана схема стадий трансформации частиц при спекании.

На поверхности шлифов видны дисперсные включения разного цвета, обозначающие разные фазы, богатые тугоплавким компонентом, и фазы твердорастворного упрочнения. В наибольшей степени они проявляются при травлении образца, спекленного при $T = 1000$ °С, что также согласуется с результатом измерения микротвердости.

Рентгенофазовый анализ показал, что во всех образцах после различных температур ИПС присутствует три пика при 43,5; 51,5 и 74,5 град. 2 θ , соответствующих плоскостям (111), (200) и (220) ГЦК-фазы (γ -матрица). Помимо основных линий ГЦК-фазы зафиксированы слабые линии от фаз выделений при 40,8 град. 2 θ , которые, согласно источнику [32], ассоциируются с орторомбической Ni_3Nb δ -фазой. В наибольшей степени δ -фаза проявляется при значениях температуры ИПС 850 °С и выше. Слабые линии при 42,5 град. 2 θ , вероятно, следует отнести к карбидам матрицы типа (Nb, Mo)C.

В целом, результаты рентгенофазового анализа согласуются с данными работы [33], в которой также утверждается, что в сплаве «Инконель 625» не формируется γ' -фаза, а скорее метастабильная графцентрированная тетрагональная γ'' -фаза ($Ni_3(Nb, Al, Ti)$) или стабильная орторомбическая фаза Ni_3Nb (δ -фаза). Увеличение доли фаз выделений коррелирует с результатами измерения микротвердости (рис. 5), где мы наблюдаем ее заметный рост при $T > 850$ °С.

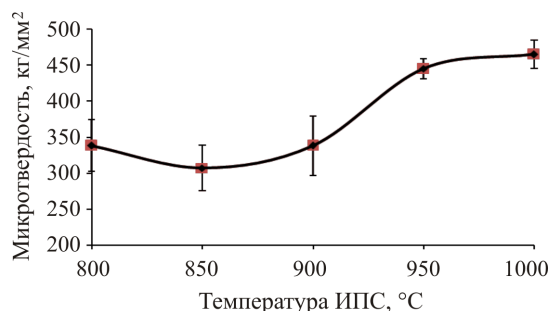


Рис. 5. Зависимость микротвердости от температуры ИПС порошков сплава «Инконель 625»

Элементный состав спеченных образцов после различных значений температуры ИПС представлен в табл. 2. Из представленных данных следует, что по основным элементам их содержание стабильно. Заметные изменения наблюдаются только по железу, что требует дополнительных исследований.

Таблица 2

Элементный состав образцов после различных значений температуры ИПС

Температура ИПС, °С	Содержание элементов, вес. %						
	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Co	W
800	63,50	22,03	9,37	3,78	1,10	0,21	–
850	63,73	22,07	9,22	3,72	1,03	0,24	–
900	63,67	22,04	9,23	3,75	1,08	0,15	0,09
950	63,86	22,30	9,28	3,78	0,59	0,20	–
1000	63,56	22,56	9,45	3,46	0,63	0,26	0,08

Заклучение

Анализ исходного порошка сплава «Инконель 625» показал, что его частицы со средним размером 38 мкм обладают отклонением от сферичности за счет сателлитности и наличия в некоторых случаях «аморфного панциря». Структура частиц дендритно-ячеистая, обусловленная высокой скоростью кристаллизации.

При искровом плазменном спекании в диапазоне температур 800–1000 °С пористость материала снижается с 16–18 до 0,2 %. Поровая структура сохраняется при $T = 800\pm 950$ °С, при этих значениях температуры металлографически отслеживается стадийность консолидации частиц, заключающаяся в процессах формирования и роста шеек и объемной деформации частиц. Максимально плотный материал получен при $T = 1000$ °С, давлении 30 МПа и изотермической выдержке в течение 5 мин.

Структура спеченного сплава «Инконель 625» представлена матричной ГЦК γ -фазой, фазами выделения Ni_3Nb (δ -фаза) и карбидами матрицы типа (Nb, Mo)C. Температура ИПС не влияет существенным образом на элементный состав материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 19-48-590007 p_a.

Список литературы

1. Reed R. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285
2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties // J. Propuls. Power. – 2006. – Vol. 22, no. 2. – P. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239
3. A comparative study of oxide scales grown on stainless steel and nickel-based superalloys in ultra-high temperature supercritical water at 800 °C / Y. Behnamian, A. Mostafaei, A. Kohandehghan, B.S. Amirkhiz, D. Serate, Y. Sun [et al.] // Corros. Sci. – 2016. – Vol. 106. – P. 188–207. DOI: 10.1016/j.corsci.2016.02.004
4. Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – Vol. 509. – P. 98–104. DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.009
5. Slebodnick P., Thomas E.D. Seawater corrosion behavior of laser surface modified Inconel 625 alloy // Mater. Sci. Eng. A. – 1996. – Vol. 206. – P. 138–149. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10013-X
6. Study of the pitting corrosion at welding joints of inconel 625 alloy under high temperature and high H_2S_2 partial pressure / Q. Guo, Y. Li, J. Qian, H. Yu, C. Chen // Int. J. Electrochem. Sci. – 2017. – Vol. 12. – P. 8929–8943 DOI: 10.20964/2017.10.46
7. Rajani H.R.Z., Mousavi S.A.A.A. The effect of explosive welding parameters on metallurgical and mechanical

interfacial features of inconel 625/plain carbon steel bimetal plate // Mater. Sci. Eng. A. – 2012. – Vol. 556. – P. 454–464. DOI: 10.1016/j.msea.2012.07.012

8. Davies-Smith L.R., Lane J.D., Riley T. Effect of niobium on marine crevice corrosion resistance of Inconel alloy 625 // British Corrosion J. – 1987. – Vol. 22: 2. – P. 90–94. DOI: 10.1179/000705987798271730

9. Tribocorrosion behaviors of Inconel 625 alloy sliding against 316 Steel in seawater / J. Chen, J. Wang, B. Chen, F. Yan [et al.] // J. Tribol. Transc. – 2011. – Vol. 54. – P. 514–522. DOI: 10.1080/10402004.2011.571362

10. Laser cladding of aerospace materials / L. Sexton, S. Lavin, G. Byrne, A. Kennedy // J. Mater. Process. Technol. – 2002. – Vol. 122. – P. 63–68. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)01121-9

11. Li X.Y., Lu K. Playing with defects in metals // Nat. Mater. – 2017. – Vol. 16. – P. 700–701. DOI: 10.1038/nmat4929

12. Yang L., Li X.Y., Lu K. Making materials plain: concept, principle and applications // Acta Metall. – 2017. – Vol. 53. – P. 1413–1417. DOI: 10.11900/0412.1961.2017.00316

13. Li X.Y., Lu K. Improving sustainability with simpler alloys, Science. – 2019. – Vol. 364. – P. 733–734. DOI: 10.1126/science.aaw9905

14. About the possibility of grain boundary engineering via hot-working in a nickel-base superalloy / N. Souaï, N. Bozzolo, L. Nazé, Y. Chastel, R. Logé // Scr. Mater. – 2010. – Vol. 62. – P. 851–854. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.02.019

15. Bozzolo N., Souaï N., Logé R.E. Evolution of microstructure and twin density during thermomechanical processing in a γ - γ' nickel-based superalloy // Acta Mater. – 2012. – No. 60. – P. 13–14. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.06.028

16. Influence of processing parameters on dynamic recrystallization and the associated annealing twin boundary evolution in a nickel base superalloy / S.K. Pradhan, S. Mandal, C.N. Athreya, K. Arun Babu, B. de Boer, V. Subramanya Sarma // Mater. Sci. Eng. A. – 2017. – No. 700. – P. 49–58. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.109

17. Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy / Yubi Gao [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – No. 766. – P. 138–147. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138361

18. 8 - Superalloys, powders, process monitoring in additive manufacturing / K. Minet, A. Saharan, A. Loesser, N. Raitanen // ed. by F. Froes, R. Boyer // Additive Manufacturing for the Aerospace Industry (Elsevier). – 2019. – P. 163–185. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00009-1

19. Characterization of heat affected zone liquation cracking in laser additive manufacturing of Inconel 718 / Y. Chen [et al.] // Materials and Design. – 2016. – Vol. 90. – P. 586–594. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.155

20. Hosseini E., Popov V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718 // Additive Manufacturing. – 2019. – No. 30. – P. 100877. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100877.

21. Effect of solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by laser solid forming / Y.L. Hu [et al.] // J. of Alloys and Compounds. – 2018. – No. 767. – P. 330–344. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.07.087

22. Cavaliere P., Sadeghi B., Shabani A. Spark plasma sintering: process fundamentals // Spark Plasma Sintering of

Materials. – Springer, Cham, 2019. – P. 3–20. DOI: 10.1007/978-3-030-05327-7

23. Munir Z.A., Quach D.V., Ohyanagi M. Electric current activation of sintering: a review of the pulsed electric current sintering process // *J. of the American Ceramic Society*. – 2011. – Vol. 94. – P. 1–19. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.04210.x

24. Bordia R.K., Camacho-Montes H. Sintering: fundamentals and practice // *Ceramics and Composites Processing Methods* / ed. by Narottam P. Bansal, Aldo R. Boccacini, I. Wiley and Soms. – 2012. – P. 3–42. DOI: 10.1002/9781118176665.ch1

25. Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering / R. Orru, R. Licheri, A.M. Locci, A. Cincotti, G. Cao // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2009. – Vol. 63. – P. 127–287. DOI: 10.1016/j.mser.2008.09.003

26. Superalloys, powders, process monitoring in additive manufacturing / K. Minet, A. Saharan, A. Loesser [et al.] // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry* / eds F. Froes, R. Boyer. – Elsevier Inc., 2019. – P. 163–185. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00009-1

27. Influence of sintering temperature on microstructural evolution spark plasma sintered Inconel 738LC / O.F. Ogunbiyi [et al.] // *Procedia Manufacturing*. – 2019. – No. 35. – P. 1324–1329. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.05.022

28. Ferreira T., Rasband W.S. ImageJ user guide – IJ 1.46. – URL: imagej.nih.gov/ij/docs/guide/ (accessed 1 November 2019).

29. Diouf S., Molinari A. Densification mechanisms in spark plasma sintering: effect of particle size and pressure // *Powder Technol.* – 2012. – No. 221. – P. 220–227. DOI: 10.1016/j.powtec.2012.01.005

30. Effect of sintering parameters on densification, corrosion and wear behaviour of Ni-50Fe alloy prepared by spark plasma sintering / M.I. Makena [et al.] // *J. of Alloys and Compounds*. – 2017. – No. 699. – P. 1166–1179. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.368

31. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука. Глав. ред. физ.-мат. лит.-ры, 1984. – 312 с.

32. Stoudt M.R. The Influence of annealing temperature and time on the formation of δ -phase in additively-manufactured Inconel 625 // *Metall. and Mat. Trans. A.* – 2018. – No. 49 (7). – P. 3028–3037 DOI: 10.1007/s11661-018-4643-y

33. Mechanical behavior of cryomilled Ni superalloy by spark plasma sintering / Z. Zhang, B. Han, J. Huang [et al.] // *Metall. and Mat. Trans. A.* – 2009. – No. 40. – P. 2023. DOI: 10.1007/s11661-009-9914-1

References

1. Reed R. The superalloys: fundamentals and applications. *Cambridge: Cambridge University Press*, 2006. – 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285

2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Juornal Propuls. Power*, 2006, vol. 22, no. 2, pp. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239

3. Behnamian Y., Mostafaei A., Kohandehghan A., Amirkhiz B.S., Serate D., Sun Y. et al. A comparative study

of oxide scales grown on stainless steel and nickel-based superalloys in ultra-high temperature supercritical water at 800 °C. *Corros. Sci.*, 2016, vol. 106, pp. 188–207. DOI: 10.1016/j.corsci.2016.02.004

4. Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2009, vol. 509, pp. 98–104. DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.009

5. Slebodnick P., Thomas E.D. Seawater corrosion behavior of laser surface modified Inconel 625 alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 1996, vol. 206, pp. 138–149. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10013-X

6. Guo Q., Li Y., Qian J., Yu H., Chen C. Study of the pitting corrosion at welding joints of inconel 625 alloy under high temperature and high H₂S₂ partial pressure. *Int. J. Electrochem. Sci.*, 2017, vol. 12, pp. 8929–8943 DOI: 10.20964/2017.10.46

7. Rajani H.R.Z., Mousavi S.A.A.A. The effect of explosive welding parameters on metallurgical and mechanical interfacial features of inconel 625/plain carbon steel bimetal plate. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2012, vol. 556, pp. 454–464. DOI: 10.1016/j.msea.2012.07.012

8. Davies-Smith L.R., Lane J.D., Riley T. Effect of niobium on marine crevice corrosion resistance of Inconel alloy 625. *British Corrosion Journal*, 1987, vol. 22: 2, pp. 90–94. DOI: 10.1179/000705987798271730

9. Chen J., Wang J., Chen B., Yan F. et al. Tribocorrosion behaviors of Inconel 625 alloy sliding against 316 Steel in seawater. *Journal Tribol. Transc.*, 2011, vol. 54, pp. 514–522. DOI: 10.1080/10402004.2011.571362

10. Sexton L., Lavin S., Byrne G., Kennedy A. Laser cladding of aerospace materials. *Journal Mater. Process. Technol.*, 2002, vol. 122, pp. 63–68. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)01121-9

11. Li X.Y., Lu K. Playing with defects in metals. *Nat. Mater.*, 2017, vol. 16, pp. 700–701. DOI: 10.1038/nmat4929

12. Yang L., Li X.Y., Lu K. Making materials plain: concept, principle and applications. *Acta Metall.*, 2017, vol. 53, pp. 1413–1417. DOI: 10.11900/0412.1961.2017.00316

13. Li X.Y., Lu K. Improving sustainability with simpler alloys. *Science*, 2019, vol. 364, pp. 733–734. DOI: 10.1126/science.aaw9905

14. Souaï N., Bozzolo N., Nazé L., Chastel Y., Logé R. About the possibility of grain boundary engineering via hot-working in a nickel-base superalloy. *Scr. Mater.*, 2010, vol. 62, pp. 851–854. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.02.019

15. Bozzolo N., Souaï N., Logé R.E. Evolution of microstructure and twin density during thermomechanical processing in a γ - γ' nickel-based superalloy. *Acta Mater.*, 2012, no. 60, pp. 13–14. DOI: 10.1016/j.acta-mat.2012.06.028

16. Pradhan S.K., Mandal S., Athreya C.N., Arun Babu K., B. de Boer, Subramanya Sarma V. Influence of processing parameters on dynamic re-crystallization and the associated annealing twin boundary evolution in a nickel base superalloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2017, no. 700, pp. 49–58. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.109

17. Yubi Gao et al. Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2019, no. 766, pp. 138–147. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138361

18. Minet K., Saharan A., Loesser A., Raitanen N. 8 - Superalloys, powders, process monitoring in additive manufacturing. Ed. by F. Froes, R. Boyer. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry (Elsevier)*, 2019, pp. 163–185. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00009-1
19. Chen Y. et al. Characterization of heat affected zone liquation cracking in laser additive manufacturing of Inconel 718. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 586–594. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.155
20. Hosseini E., Popov V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*, 2019, no. 30. 100877. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100877.
21. Y.L. Hu et al. Effect of solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by laser solid forming. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, no. 767, pp. 330–344. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.07.087
22. Cavaliere P., Sadeghi B., Shabani A. Spark plasma sintering: process fundamentals. *Spark Plasma Sintering of Materials*. Springer, Cham, 2019, pp. 3–20. DOI: 10.1007/978-3-030-05327-7
23. Munir Z.A., Quach D.V., Ohyanagi M. Electric current activation of sintering: a review of the pulsed electric current sintering process. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, vol. 94, pp. 1–19. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.04210.x
24. Bordia R.K., Camacho-Montes H. Sintering: fundamentals and practice. *Ceramics and Composites Processing Methods*. Ed. by Narottam P. Bansal, Aldo R. Voccacini, I. Wiley and Soms. 2012, pp. 3–42. DOI: 10.1002/9781118176665.ch1
25. Orru R., Licheri R., Locci A.M., Cincotti A., Cao G. Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 63, pp. 127–287. DOI: 10.1016/j.mser.2008.09.003
26. Minet K., Saharan A, Loesser A. et al. Superalloys, powders, process monitoring in additive manufacturing. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Ed. F. Froes, R. Boyer. Elsevier Inc., 2019, pp. 163–185. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00009-1
27. O.F. Ogunbiyi et al. Influence of sintering temperature on microstructural evolution spark plasma sintered Inconel 738LC. *Procedia Manufacturing*, 2019, no. 35, pp. 1324–1329. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.05.022
28. Ferreira T., Rasband W.S. ImageJ user guide – IJ 1.46. URL: imagej.nih.gov/ij/docs/guide/ (accessed 1 November 2019).
29. Diouf S., Molinari A. Densification mechanisms in spark plasma sintering: effect of particle size and pressure. *Powder Technol.*, 2012, no. 221, pp. 220–227. DOI: 10.1016/j.powtec.2012.01.005
30. M.I. Makena et al. Effect of sintering parameters on densification, corrosion and wear behaviour of Ni-50Fe alloy prepared by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, no. 699, pp. 1166–1179. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.368
31. Geguzin Ia.E. Fizika spekaniiia [Sintering Physics]. 2 nd. Moscow Nauka. Glav. red. fiz.-mat. lit-ry, 1984, 312 p.
32. Stoudt M.R. The Influence of annealing temperature and time on the formation of δ -phase in additively-manufactured Inconel 625. *Metall. and Mat. Trans. A.*, 2018, no. 49 (7), pp. 3028–3037 DOI: 10.1007/s11661-018-4643-y
33. Z. Zhang, B. Han, J. Huang et al. Mechanical behavior of cryomilled Ni superalloy by spark plasma sintering. *Metall. and Mat. Trans. A.*, 2009, no. 40, pp. 2023. DOI: 10.1007/s11661-009-9914-1

Получено 11.11.2019

Опубликовано 25.03.2020

Сведения об авторах

Оглезнева Светлана Аркадьевна (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры механики композиционных материалов и конструкций Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: osa@pm.pstu.ru.

Каченюк Максим Николаевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры механики композиционных материалов и конструкций Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: max@pm.pstu.ru.

Сметкин Андрей Алексеевич (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры механики композиционных материалов и конструкций Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Кульметьева Валентина Борисовна (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры механики композиционных материалов и конструкций Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: keramik@pm.pstu.ac.ru.

About the authors

Svetlana A. Oglezneva (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Mechanics of Composite Materials and Construction, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: osa@pm.pstu.ac.ru.

Maksim N. Kachenjuk (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Mechanics of Composite Materials and Construction, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: max@pm.pstu.ru.

Andrei A. Smetkin (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Mechanics of Composite Materials and Construction, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Valentina B. Kulmet'eva (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Mechanics of Composite Materials and Construction, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: keramik@pm.pstu.ru.