

УДК 620.1.087: 621.762

Взаимосвязь дефектов структуры жаропрочного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления, стратегии и параметров сканирования

Быценко О.А.^{1,*}, Чабина Е.Б.¹,
Филонова Е.В.¹, Рогалёв А.М.¹

[*oksiwear@yandex.ru](mailto:oksiwear@yandex.ru)

¹Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов, Москва, Россия

Проведены исследования морфологии поверхности, структуры и химического состава исходного металлического порошка жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb и выявлены зависимости дефектов строения гранул от фракционного состава. Исследованы образцы, полученные методом селективного лазерного сплавления (СЛС) с использованием трех типов штриховки с различными параметрами мощности (в диапазоне 160 – 370 Ватт) и скорости лазера. Установлены закономерности изменения количественных параметров структуры материала, полученного методом СЛС при различных технологических параметрах.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, аддитивные технологии, морфология поверхности, жаропрочный сплав

Введение

На современном этапе развития промышленности вопросы разработки методов проектирования, изготовления и эксплуатации различных объектов создаваемой техники являются такими же актуальными, как и много лет назад. Отечественная и зарубежная практика показывает, что более 80% инновационных разработок в ведущих отраслях промышленности и секторах экономики базируется на внедрении новых материалов и технологий [1-5]. В свою очередь развитие техники и технологии в различных сферах человеческой деятельности диктует новые требования к процессам изготовления деталей и изделий, и прежде всего, к процессу формообразования, позволяющего миновать промежуточные этапы разработки технологических процессов, проектирования и изготовления оснастки позволил активно развиваться аддитивным технологиям, которые радикально отличаются сутью процесса от традиционных методов формообразования таких, как резание, литье, обработка давлением. Использование аддитивных технологий позволяет реализовать непосредственное получение физической модели изделия на основе его геометрического об-

раза и создавать уникальные изделия с внутренней поллой структурой и практически любой геометрической формы даже из нетехнологичных материалов, например, с низкой пластичностью и жидкотекучестью [6,7,8].

К наиболее интенсивно развивающимся методам аддитивного производства следует отнести, прежде всего, метод селективного лазерного сплавления, который находит все более широкое применение, как в нашей стране, так и за рубежом [9].

Создание детали по данной технологии осуществляется послойным сплавлением частиц порошка по сечению в соответствии с CAD- моделью на специальной платформе построения. Структура и свойства детали, полученной этим методом, зависят от огромного количества факторов. На сегодняшний день технологи выделяют около 130 факторов, влияющих на конечное изделие, что показывает сложность физических процессов и необходимость их изучения, а также отработки технологии селективного лазерного сплавления. При этом к основным факторам следует, прежде всего, отнести мощность лазерного излучения, скорость сканирования, толщину слоя плавления, расстояние между треками (расстояние между соседними проходами лазерного луча), диаметр фокусного пятна лазера, стратегию получения, состав и дисперсность порошка.

Современные исследования [9,10,11] показывают, что прочность образцов изделий, изготовленных при помощи метода селективного лазерного плавления, зависит не только от грануломорфометрических свойств и геометрических размеров частиц используемого порошкового материала, но и от внутренней микроструктуры и наличия дефектов (пор, трещин, дополнительных включений и пр.), которые появляются, в том числе, при выбранной стратегии обработки порошкового материала в каждом сплавляемом слое.

Правильный подбор технологических параметров обеспечивает получение детали практически без объемных дефектов и с высоким уровнем механических свойств. С этой точки зрения исследование особенностей структуры сплава, полученного методом селективного лазерного плавления при различных значениях технологических параметров, представляет большой практический интерес, так как позволяет установить оптимальные режимы процесса изготовления деталей [11,12, 13].

Целью проведенных исследований было установление зависимости дефектов строения гранул исходного металлического порошка жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb, используемого в процессе селективного лазерного сплавления (СЛС), от его фракционного состава.

Материалы и методики исследования

В качестве объектов исследования были использованы исходный металлический порошок жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb (пяти размерных фракций: 0 – 10 мкм, 10 – 25 мкм, 25 – 40 мкм, 40 – 63 мкм, 63 – 80 мкм) и представленные на рис.1 образцы размером 10x10x10 мм, полученных методом СЛС (см. рисунок 1).

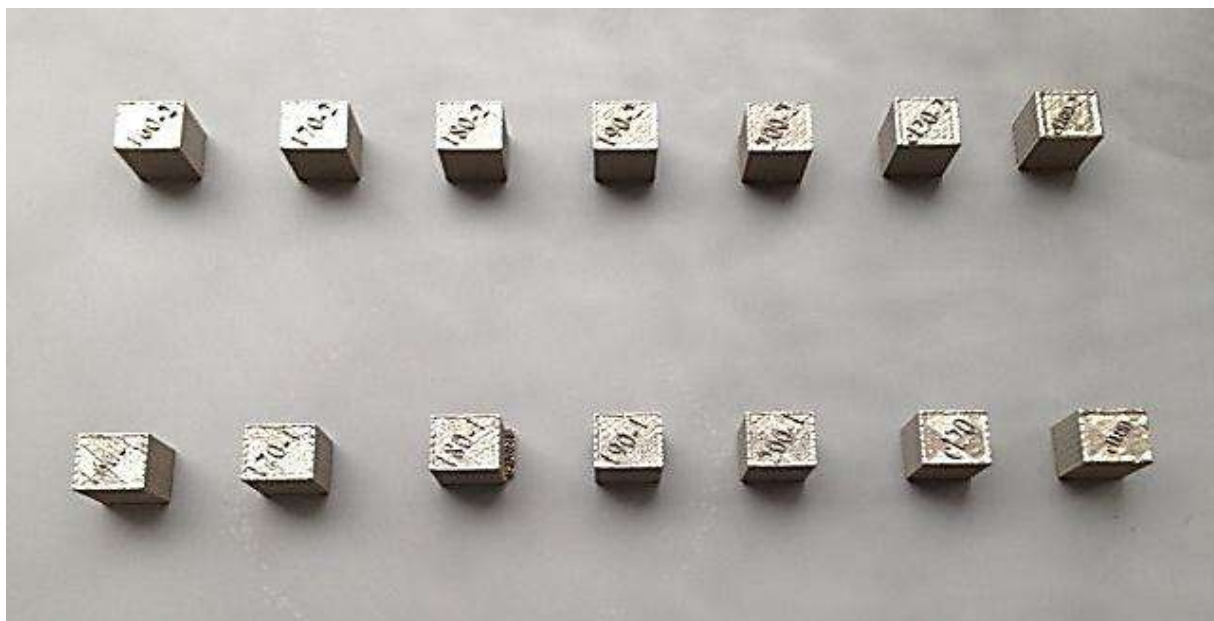


Рисунок 1 - Образцы жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Al-W-Co-Nb-Cr-Ti-Mo после процесса селективного лазерного сплавления (СЛС)

Выплавку исходной шихтовой заготовки жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb проводили в вакуумной индукционной печи УВРК-1. Исходный металлический порошок получали путём атомизации на установке (HERMIGA10/100VI, имеющей основной рабочий диапазон частиц 10-100 мкм, в атмосфере аргона при температуре расплава 1630 °С.

Рассев порошка осуществляли в промышленном виброгрохоте Concept Laser QM Powder. Отделение тонкой (менее 10 мкм) фракции проводили в газодинамическом сепараторе (классификаторе) установки HERMIGA10/100 VI. Исследование фракционного состава полученных порошков проводили на лазерном анализаторе размеров частиц Analizette 22 фирмы Fritsch.

Селективное лазерное сплавление порошка жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb проводили в установке Concept Laser M2 Cusing (Германия).

Для определения факторов, влияющих на формирование структуры на образцах размером 10x10x10 мм, варьировали следующими параметрами: мощность лазера (в диапазоне 160 – 370 Ватт), скорость сканирования (в диапазоне 600 - 1800 мм/сек) и тип штриховки (шахматная, диагональная островковая и диагональная сплошная).

Химический состав исходных шихтовых заготовок, порошка и образцов после СЛС определяли рентгенофлуоресцентным методом анализа на спектрометре S4 Explorer. Определение азота и кислорода проводили на газоанализаторе LECO TC 600 по ГОСТ 17745.

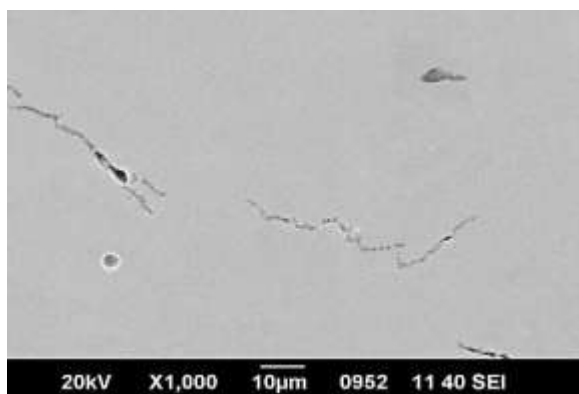
Исследование структурного состояния порошков и образцов после СЛС проводили с помощью качественной и количественной оптической микроскопии для определения объёмной доли пор и микротрещин в образцах после СЛС на компьютеризированном металлографическом комплексе фирмы «Leica» с последующей обработкой данных при помощи компьютерной программы Image Expert Pro 3x. С целью определения параметров

шероховатости с поверхности образцов была сделана планарная съемка с последующим измерением шероховатости на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе OLYMPUS LEXT OLS3100, а также были проведены исследования методом растровой электронной микроскопии поверхности и микроструктуры порошков образцов после СЛС на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа INCA450, количественный микрорентгеноспектральный анализа (МРСА) локального фазового состава на микрозондовом анализаторе JCMA-733 и рентгеноструктурный анализ (РСА) на сверхмощном рентгеновском дифрактометре D/Max-2500 [14,15].

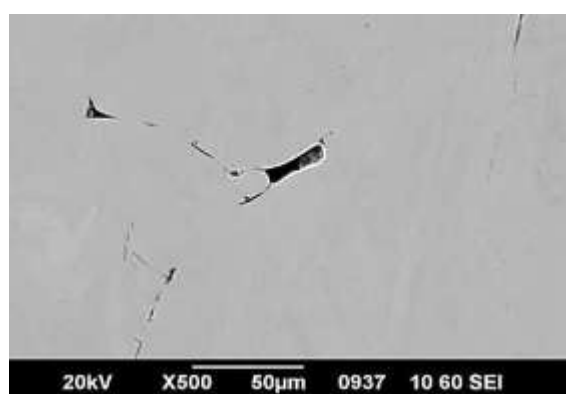
Результаты исследований

По результатам исследований морфологии поверхности и микроструктуры гранул порошков пяти размерных фракций установлена зависимость дефектов строения гранул от фракционного состава металлического порошка жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb. Гранулы порошков всех исследованных фракций имеют, в основном, правильную сферическую форму. В образцах присутствует небольшое количество дефектных гранул: гранул, на поверхности которых присутствуют сателлиты (мелкие частицы, налипающие на более крупные в результате соударения в процессе газовой атомизации) и гранул, которые имеют аморфную оболочку, так называемый «аморфный панцирь». Наибольшее количество дефектных гранул наблюдается в образце с размером гранул 63-80 мкм.

Исследования микроструктуры и пористости гранул показали, что гранулы имеют дендритное строение, характерное для литой структуры материала. В некоторых гранулах наблюдаются поры, округлой формы - газовые поры. Размер газовых пор увеличивается с увеличением размера гранул порошка. Так, в гранулах порошка фракции 25 – 40 мкм наблюдаются поры размером до 5 мкм, в гранулах порошка фракции 63 – 80 мкм – до 20 – 25 мкм. Также в гранулах наблюдаются поры, расположенные в междендритных областях литой структуры гранул, образованные в результате усадочных процессов. Во фракции 63 – 80 мкм наблюдается наибольшее количество гранул с порами (рисунки 2).



а)



б)

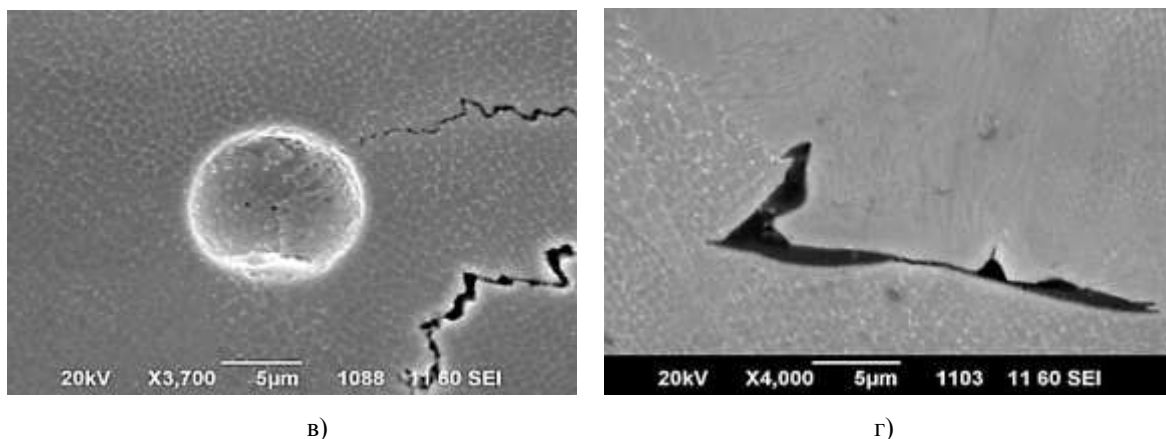


Рисунок 2 - Дефекты в микроструктуре образцов жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Al-W-Co-Nb-Cr-Ti-Mo после процесса селективного лазерного сплавления: а) – трещины, поры, окислы, б) – неспечённая частица и пора, в) – пора, г) – окисел.

По результатам химического анализа исходного порошка жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb и образцов материала, полученного с помощью СЛС, установлено, что содержание основных легирующих элементов и примесей в ходе СЛС практически не изменяется. Исключение составляют алюминий, кремний и азот. Количество алюминия уменьшается с 5,67 до 5,40 масс. %, что можно объяснить образованием окислов при СЛС, так как процесс проходит в атмосфере азота, содержащей примесь кислорода (часть окислов попадает в отходы, а часть остаётся на поверхности образцов, что было установлено при исследовании поверхности частиц порошка методом растровой электронной микроскопии и МРСА). Также при СЛС увеличивается содержание азота с 0,0005 масс. % в исходном порошке до 0,0044 масс. % в синтезированном материале, что объясняется проведением процесса СЛС в атмосфере азота. В свою очередь увеличение содержания кремния с 0,01 масс. % до 0,060 масс. % объясняется его попаданием в материал из оснастки, используемой при производстве. Следует отметить, что содержание кремния в сплавах системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb не должно превышать 0,25 масс. %, так как его дальнейшее повышение приведёт к выделению нежелательных фаз, снижающих эксплуатационные свойства материала. Однако вышеотмеченное содержание кремния до 0,060 масс. % укладывается в указанные пределы, а следовательно не должно влиять на свойства материала.

Все образцы, полученные методом СЛС, имеют шероховатую поверхность, на которой наблюдаются микротрещины и окислы (преимущественно алюминия). Шероховатость боковой поверхности практически не зависит от типа штриховки, мощности лазера и скорости штриховки. Параметр Rz_i (максимальная высота неровности профиля) изменяется в пределах от $56,6 \pm 9,4$ до $93,5 \pm 21,9$; параметр Ra_i (среднее арифметическое отклонение профиля) изменяется в пределах от $7,8 \pm 1,3$ до $12,1 \pm 2,7$. При этом монотонных зависимостей шероховатости от изменения какого-либо технологического параметра не выявлено.

Ширина, глубина штрихов и расстояние между штрихами, определённые в плоскости штриховки, зависят от мощности лазера для всех трёх типов штриховки аналогичным образом. С увеличением мощности лазера от 160 до 190 Ватт ширина штрихов уменьшается, а глубина и расстояние между ними увеличиваются. При дальнейшем повышении

мощности лазера до 200 Ватт, ширина штрихов увеличивается для шахматного и диагонального островкового типов штриховки, а для диагонального сплошного типа штриховки продолжает уменьшаться. Расстояние между штрихами снижается для всех типов штриховки. Глубина штрихов не изменяется. При постоянной мощности лазера 180 Ватт с увеличением скорости сканирования ширина штрихов уменьшается, а расстояние между ними увеличивается для всех типов штриховки.

Микроструктура всех образцов идентична и отличается геометрическими размерами структурных составляющих, пор и трещин, которые зависят от параметров процесса СЛС (типа штриховки, скорости сканирования и мощности лазера). Наблюдаются ванны расплава, разбитые на фрагменты, которые, в свою очередь, состоят из отдельных ячеек кристаллизации. В структуре внутри образца наблюдается окислы алюминия.

Обсуждение и заключение

Микроструктура всех образцов идентична и отличается геометрическими размерами структурных составляющих, пор и трещин, которые зависят от параметров процесса СЛС (типа штриховки, скорости сканирования и мощности лазера).

При анализе полученных исследовательских данных было установлено, что для всех трёх типов штриховки с увеличением мощности лазера от 160 до 190 Ватт объёмная доля пор растёт с 0,05-0,09 до 0,25-0,86 %, а их средний диаметр увеличивается с 12,2-14,8 до 19,4-26,8 мкм. При дальнейшем повышении мощности лазера до 200 Ватт, объёмная доля пор снижается до 0,06-0,80%, а их средний размер практически не изменяется, за исключением диагонального островкового типа штриховки. В этом образце объёмная доля пор уменьшилась до 0,06 %, а их средний размер – с 19,4 мкм при мощности лазера 190 Ватт до 12,2 мкм при мощности лазера 200 Ватт. Следует отметить, что образец, полученный по этому режиму, - единственный, в структуре которого не обнаружены микротрещины (рисунок 3, 4).

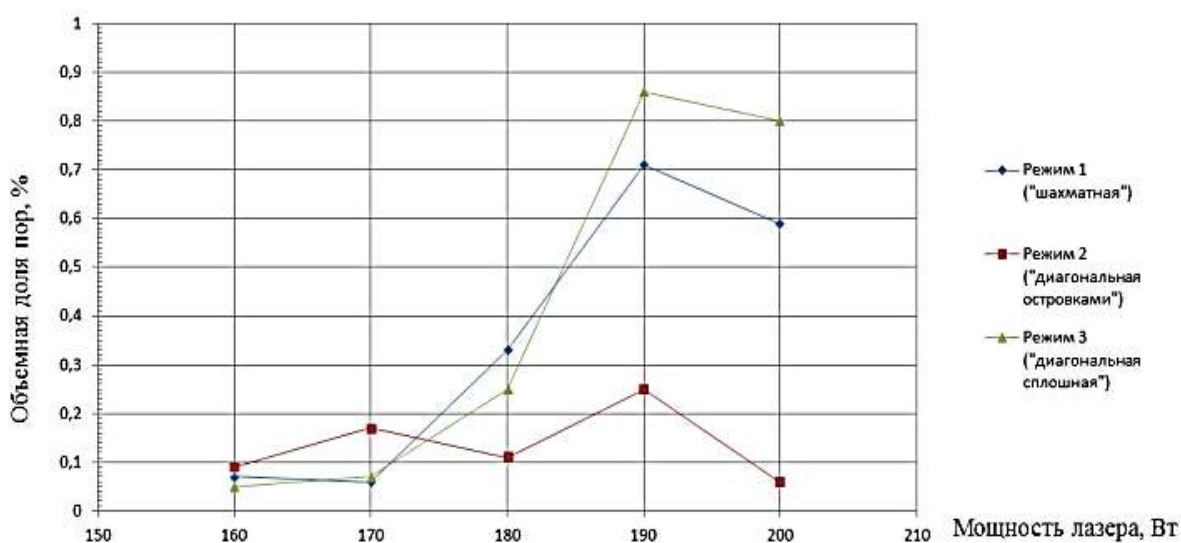


Рисунок 3 - Зависимость объемной доли пор от мощности лазера при различных типах штриховки

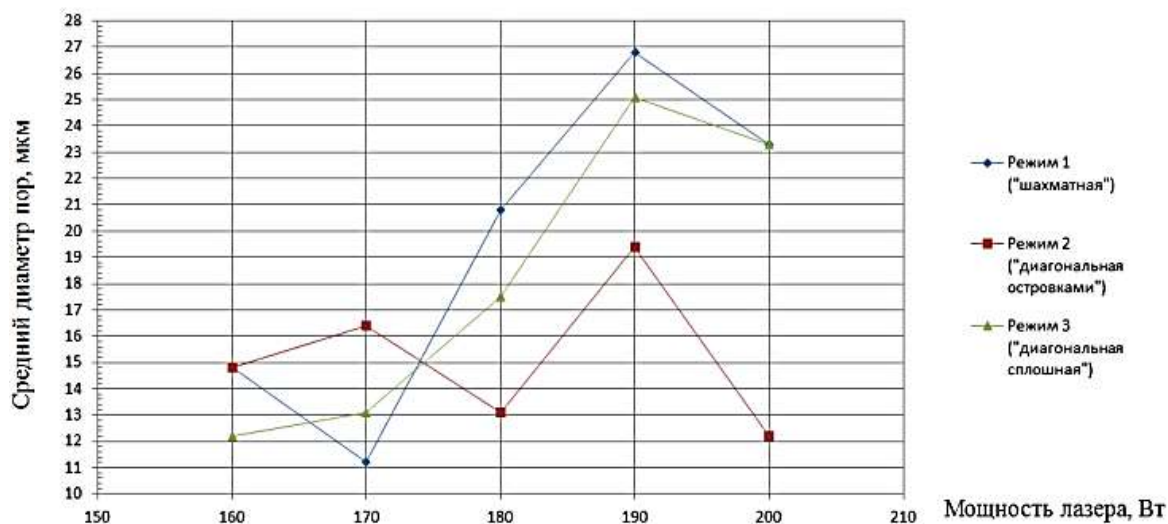


Рисунок 4 - Зависимость среднего диаметра пор от мощности лазера при различных типах штриховки

При постоянной мощности лазера и изменяемой скорости сканирования объемная доля пор и их средний размер для различных типов штриховок изменяются по-разному: при постоянной мощности лазера 180 Ватт с увеличением скорости сканирования с 600 до 800 мм/сек и до 1000 мм/сек объемная доля пор сначала падает, а затем снова растёт в случаях шахматной и сплошной диагональной штриховки. В случае диагональной штриховки островками в диапазоне скоростей сканирования от 800 до 1000 мм/сек объемная доля пор не изменяется. Аналогичные закономерности наблюдаются для среднего размера пор.

В случае варьирования значений мощности лазера в диапазоне от 160 до 190 Ватт было обнаружено, что для всех трёх типов штриховки объемная доля трещин сначала снижается, проходя через минимальные значения при мощности лазера 170 Ватт для шахматного типа штриховки и мощности лазера 180 Ватт для остальных типов штриховки. Дальнейшее увеличение мощности лазера до 190 Ватт приводит к росту объемной доли трещин для всех типов штриховки. С увеличением мощности лазера до 200 Ватт объемная доля трещин не меняется для диагональной сплошной штриховки и снижается для шахматной штриховки. В образце, полученном диагональной штриховкой островками, трещины не обнаружены. При постоянной мощности лазера 180 Ватт с увеличением скорости сканирования объемная доля трещин уменьшается.

По результатам исследований морфологии поверхности и микроструктуры гранул порошка жаропрочного сплава системы Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb пяти размерных фракций установлено, что количество дефектов строения гранул увеличивается с увеличением их размеров. Большинство гранул имеют правильную сферическую форму, а на поверхности дефектных гранул наблюдаются сателлиты, аморфный панцирь, поры. Гранулы имеют дендритное строение, характерное для литой структуры материала. В гранулах наблюдаются газовые поры округлой формы и поры, образованные в результате усадочных процессов, расположенные в междендритных областях.

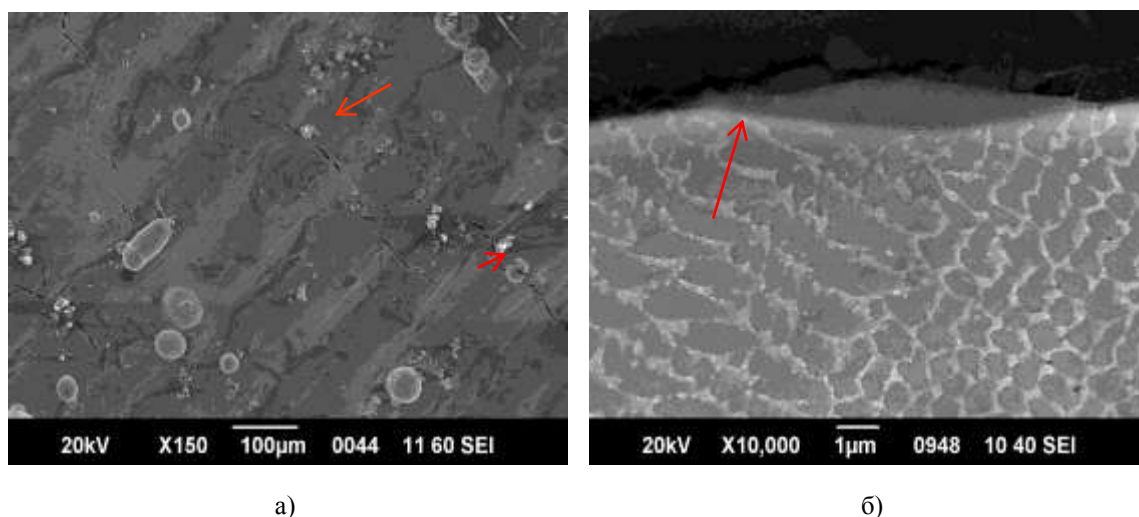


Рисунок 5 - Окислы и трещины на поверхности образцов жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Al-W-Co-Nb-Cr-Ti-Mo после процесса селективного лазерного сплавления: а) – общий вид (трещины указаны стрелками), б) – окислы.

Все образцы после СЛС имеют шероховатую поверхность, на которой наблюдаются микротрещины и окислы (преимущественно алюминия). Шероховатость боковой поверхности практически не зависит от типа штриховки, мощности лазера и скорости штриховки. Ширина, глубина штрихов и расстояние между штрихами, определённые в плоскости штриховки, зависят от мощности лазера и скорости сканирования для всех трёх типов штриховки аналогичным образом (рисунок 5).

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант №14-29-10220 – офи_м, Министерства образования и науки РФ)

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 7-17.
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: 80 лет научного творчества и достижений. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. № 3. С. 10-15.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3-33.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // Автоматическая сварка. 2013. № 10. С. 23-32.

5. Григорьев С.Н. Проблемы и перспективы развития отечественного машиностроительного производства // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 3-7.
6. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. DOI: [10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2)
7. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной LMD-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД // Труды ВИАМ. 2014. № 3. DOI: [10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1)
8. Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А., Окунькова А.А., Цветкова Е.В., Черкасова Н.Ю. Аддитивное производство с помощью лазера // Вестник МГТУ «Станкин». 2011. Т. 2, № 4. С. 144-146.
9. Amato K.N., Gaytan S.M., Murr L.E., Martinez E., Shindo P.W., Hernandez J., Collins S., Medina F. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // Acta Materialia. 2012. Vol. 60, iss. 5. P. 2229-2239. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.12.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.032)
10. Brandl E., Heckenberger U., Holzinger V., Buchbinder D. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior // Materials & Design. 2012. Vol. 34. P. 159-169. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.07.067](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.067)
11. Григорьянц А.Г., Новиченко Д.Ю., Смуров И.Ю. Лазерная аддитивная технология изготовления покрытий и деталей из композиционного материала // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2011. № 7. С. 38-46. DOI: [10.18698/0536-1044-2011-7-38-46](https://doi.org/10.18698/0536-1044-2011-7-38-46)
12. Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А., Окунькова А.А., Черкасова Н.Ю., Антоненкова Г.В. Аддитивное производство с помощью лазера. Проведение экспериментальных работ // Вестник МГТУ «Станкин». 2012. № 1. С. 36-38.
13. Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. Laser cladding. Boca Raton: CRS Press, 2005. 280 p.
14. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3-8.
15. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ. 2013. № 5.

Structure Defects Interrelation of Heat-resistant Nickel Alloy Obtained by Selective Laser Melting Method and Strategy and Scanning Parameters

O.A. Bytsenko^{1,*}, E.B. Chabina¹,
E.V. Filonova¹, A.M. Rogalev¹

[*oksiwear@yandex.ru](mailto:oksiwear@yandex.ru)

¹All-Russian Scientific Research Institute
of Aviation Materials, Moscow, Russia

Keywords: selective laser melting, additive technology, surface morphology, hot strength alloy

The objective was to conduct a study of the surface morphology and a chemical composition analysis of the powder of different fractional composition of a heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Ti-W-Mo-Nb alloy, and to define the patterns of change in the quantitative parameters of the structure of samples obtained by selective laser melting (SLM) method with different parameters of power, laser speed, and a type of hatching (staggered, island diagonal, and solid diagonal).

To study the surface morphology of the microstructure was used optical, laser-confocal and scanning electron microscopy. The elemental and local phase composition was performed by X-ray and micro-X-ray spectrum analysis.

The initial powder morphology study has found that the powder granules have a generally spherical shape, and the number of structural defects increases with increasing granule size. The microstructure of all granules has a dendritic structure. The superficial defects have a form of satellites, shapeless shield, round gas pores, and pores located in the inter-dendritic regions because of the shrinkage process.

The study of the microstructure of the samples has been defined that dimensions of the structural components, pores, and micro-cracks depend on the parameters of the SLM process. With raising laser power within 160 - 190 W there is an increase in a fraction of pores and their average diameter. With further increase in laser power the volume fraction of pores is slightly reduced while their average size is, essentially, unchanged.

It has been found that at the constant laser power and variable scanning speed the volume fraction of pores depends on the type of hatching. For staggered and solid diagonal hatching, at the constant laser power of 180 W with increasing scanning speed the volume fraction, at first, falls and then again grows, and for island diagonal hatching remains unchanged.

When changing the laser power values within a range from 160 to 170 W for samples with staggered type of hatching the volume fraction of cracks decreases. For other samples, this range is from 160 to 180 W. With increasing laser power to 190 W the volume fraction of cracks gets

growing. With further increase of the laser power to 200 W the volume fraction of cracks is unchanged for the solid diagonal hatching and is decreased for the staggered one. There were no cracks found in the sample obtained by the diagonal hatching. It has been found that at a constant laser power of 180 W the volume fraction of cracks gets decreasing with increasing scanning speed.

References

1. Kablov E.N. Strategic Areas of Developing Materials and Their Processing Technologies for the Period up to 2030. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2012, no. S, pp. 7-17. (in Russian).
2. Kablov E.N. VIAM: 80 years of scientific work and achievements. Modern materials are the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii = Eurasian Metals*, 2012, no. 3, pp. 10-15. (in Russian).
3. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE "VIAM" SSC RF on implementation of the "Strategic Areas of Developing Materials and Their Processing Technologies for the Period up to 2030". *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2015, no. 1, pp. 3-33. (in Russian).
4. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Strategic directions of development of structural materials and technologies of their processing for aircraft engines of the present and the future. *Avtomatische svarka = Automatic welding*, 2013, no. 10, pp. 23-32. (in Russian).
5. Grigor'ev S.N. Problems and prospects for further development of domestic machine-building manufacture. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal = Handbook. An Engineering Journal*, 2011, no. 12, pp. 3-7. (in Russian).
6. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. A study of properties of EP648 alloy manufactured by the selective laser sintering of metal powders. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2015, no. 2. DOI: [10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2) (in Russian).
7. Nerush S.V., Evgenov A.G. Research of fine-dispersed metal powder of the heat resisting alloy of the EP648-VI brand for laser metal deposition (LMD) and also the assessment quality of welding of powder material on the nickel basis on working blades THP. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2014, no. 3. DOI: [10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1) (in Russian).
8. Smurov I.Yu., Movchan I.A., Yadroitsev I.A., Okun'kova A.A., Tsvetkova E.V., Cherkasova N.Yu. Additive manufacturing using laser. *Vestnik MGTU "Stankin" = Vestnik MSTU "Stankin"*, 2011, vol. 2, no. 4, pp. 144-146. (in Russian).
9. Amato K.N., Gaytan S.M., Murr L.E., Martinez E., Shindo P.W., Hernandez J., Collins S., Medina F. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, iss. 5, pp. 2229-2239. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.12.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.032)

10. Brandl E., Heckenberger U., Holzinger V., Buchbinder D. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 2012, vol. 34, pp. 159-169. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.07.067](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.067)
11. Grigoriyants A.G., Novichenko D.Yu., Smurov I.Yu. Laser additive process of manufacturing coatings and parts from composite material. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroyeniye* = *Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2011, no. 7, pp. 38-46. DOI: [10.18698/0536-1044-2011-7-38-46](https://doi.org/10.18698/0536-1044-2011-7-38-46) (in Russian).
12. Smurov I.Yu., Movchan I.A., Yadroitsev I.A., Okun'kova A.A., Cherkasova N.Yu., Antonenkova G.V. Additive straight manufacturing by laser. Experimental work. *Vestnik MGTU "Stankin"* = *Vestnik MSTU "Stankin"*, 2012, no. 1, pp. 36-38. (in Russian).
13. Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. *Laser cladding*. Boca Raton, CRS Press, 2005. 280 p.
14. Kablov E.N. Control of materials quality is guarantee of safety of aviation technics operation. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* = *Aviation materials and technologies*, 2001, no. 1, pp. 3-8. (in Russian).
15. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. The use of methods of analytical microscopy and X-Ray diffraction analysis for the study of the structural phase state materials. *Trudy VIAM* = *Proceedings of VIAM*, 2013, no. 5. (in Russian).