УДК 669.245: 621.762

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Екатерина Игоревна Созонова

Студент 4 курса
кафедра «Материаловедение»
Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

Научный руководитель: К.О. Базалеева[(1)]*, Е.А.Лукина* [(2)]
кандидат физико-математических наук, доцент кафедры «Материаловедение» [(1)]*,*
кандидат технических наук, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов [(2)]

Ключевые слова: селективное лазерное плавление (selective laser melting), аддитивные технологии (additive manufacturing), микроструктура (microstructure), жаропрочный никелевый сплав (Ni-based superalloy).

Аннотация: Данная работа посвящена изучению влияния технологических параметров процесса селективного лазерного плавления, а именно, скорости сканирования лазера на структуру жаропрочного никелевого сплава ЖС6К-ВИ. В ходе работы выявлена склонность сплава к образованию текстуры с преимущественной ориентировкой кристаллографической плоскости {100} параллельно плоскости сканирования лазера. Причем эта текстура тем резче, чем меньше скорость сканирования и мощность лазера. Также показано, что сплав склонен к трещинообразованию, и эта склонность возрастает с увеличением скорости сканирования лазера.

Введение

Одним из перспективных методов, активно развивающихся в современной промышленности, являются методы 3d-печати, позволяющей получать заготовки и готовые изделия сложной геометрии с уникальными свойствами при минимальном расходе материала. Сейчас он уже нашёл применение в области электроники, автостроения, медицины, аэрокосмической отрасли и многих других, но лишь до 45 % произведённой с его помощью продукции находят непосредственное использование в промышленности или идут к потребителю. Остальное пока служит для исследовательских и презентационных целей или применяется в моделировании. В литературе хорошо освещены перспективы и проблемы внедрения лазерного оборудования в производственный процесс [1, 2].

Одним из способов создания деталей из металлических порошков является селективное лазерное плавление (СЛП). Его суть состоит в следующем: на массивной подложке распределяется тонкий слой порошка, после чего лазерный луч, согласно заданной CAD-программе, проплавляет профиль, по конфигурации соответствующий слою детали. Потом снова насыпается слой порошка и лазер проплавляет следующий профиль. Последовательность действий повторяется до создания готового изделия, после чего излишки порошка удаляются и остаются пригодны для дальнейшего использования.

Несмотря на явные преимущества и кажущуюся простоту, метод сопряжён с рядом трудностей.

Первая из них – высокие временные и остаточные напряжения, вызванные ускоренным охлаждением (порядка $10^5 \div 10^6$ К/с) [3]. Следствием этого является высокая вероятность

образования горячих трещин. Ещё одним немаловажным фактом в процессе лазерной обработки является выявление зависимости между скоростью прохождения лазерного пучка и величиной и направлением остаточных напряжений в процессах лазерной сварки, обработки поверхностей и покрытий [4], что даёт основания предполагать принципиальное влияние именно этого параметра и для метода СЛП.

Вторая – неизбежные технологические макродефекты: материалы парообразования, непровары, пористость, усадка, и т.д. Появление этих дефектов обусловлено исходным материалом – металлическим порошком – и траекторией движения лазера: проплавление плоскости представляет собой «штриховку» поверхности лазерным пучком с определённой зоной перекрытия соседних линий прохождения. [5]

Третья проблема и одновременно преимущество – создание неравновесной структуры. Экстремальные условия в зоне нагрева и охлаждения способствуют формированию структуры с большим количеством дефектов и образованию ячеистой структуры [6]. Неравновесная структура, как правило, значительно отличается от равновесной по свойствам и структуре.

Для жаропрочных сплавов на основе никеля принципиальное значение для свойств имеет образование метастабильной γ`-фазы (интерметаллидов алюминия и титана), равномерное расположение которой в традиционных методах обеспечивается закалкой и старением, и образование дисперсных карбидов Cr, Mo, Ti, W и др. на границах зёрен: первая обеспечивает жаропрочность, вторые повышают прочность материала. Как отмечают [7] переход γ`-фазы в стабильную $Ni_3Al$ или $Ni_3Ti$ влечёт резкую потерю жаропрочности. Влияние процессов СЛП на формирование γ`-фазы пока не определено однозначно. Исследовались различные материалы, но даже для одного сплава встречаются противоречивые данные. Так в литературе представлены данные об исчезновении γ``- (интерметаллид ниобия) и γ`-фаз в сплавах типа Инконель и осаждении игольчатой δ-фазы после термической обработки (ТО) [8] и в тоже время [9] замечает обратное: улучшение механических свойств вследствие её появления.

Таким образом, исследование сплава типа ЖС, полученного методами СЛП, имеет далеко идущие перспективы, как в понимании результатов влияния метода на структуру, так и в практических целях подбора режима.

Материал и методика эксперимента

Было решено провести исследования на образцах из жаропрочного никелевого сплава типа ЖС6К-ВИ (Ni-10,6%Cr-4,7%Co-5,6%Al-2,7%Ti-4%Mo-5,2%W-0,16%C-0,02%B), полученных селективным лазерным плавлением. Порошок был получен методом газовой атомизации и имел размеры порядка 40…80 мкм. Образцы изготавливались с применением технологии стохастического экспонирования («шахматная» штриховка) (рис. 1) с варьированием скорости сканирования от 600 до 1200 мм/с при фиксированной мощности лазерного пучка.

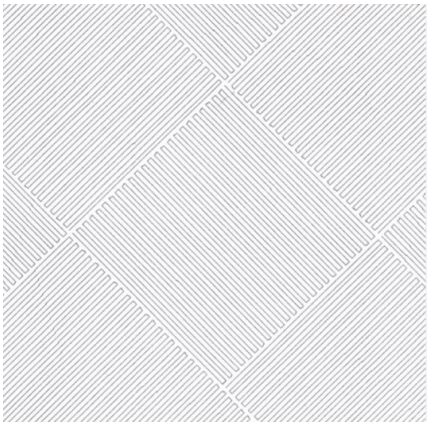


Рис. 1. Схема стохастического экспонирования («шахматная» штриховка)

Фазово-структурное состояние сплава после СЛП анализировалось с помощью рентгеновской дифрактометрии в Co Kα– и Cu Kα–излучениях. Для анализа текстуры была произведенная съёмка полюсных фигур.

По нетравленому шлифу была дана оценка общему состоянию материала и концентрации макродефектов. Для оценки количества трещин применяется критерий трещиноватости, представленный показателями линейной, площадной и объёмной трещиноватости. В ходе анализа образцов, было принято решение ограничиться показателем удельной линейной трещиноватости, вычисляемой по нижеуказанной формуле, ввиду малого раскрытия трещин [10]:

$$t_л = \frac{N}{L},$$

где $t_л$ – удельная линейная трещиноватость, м$^{-1}$;
L – произвольная секущая единичной длины;
N – количество трещин, пересечённых секущей L.
Относительная погрешность измерений 20%.

Структура сплава исследовалась металлографически после химического травления в реактиве Марбле: растворе $CuSO_4$ и HCl в дистиллированной воде в отношении 1:5:5 [11].

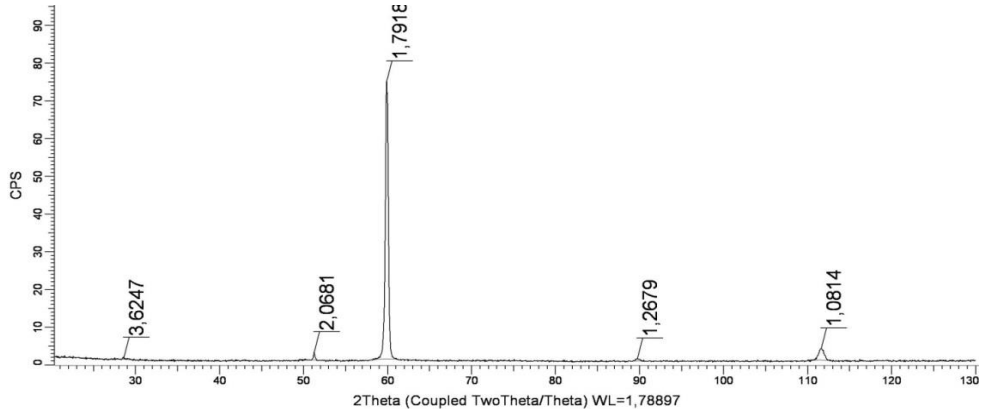
Анализ результатов

Анализ рентгенограмм (рис. 2) показал, что фазовый состав образцов, полученного методом СЛП, качественно не отличается от полученных обычными методами: наблюдается преимущественное влияние γ–твердого раствора и имеются слабо выраженные пики, соответствующие отражению (100) от γ`–фазы, при скоростях сканирования 600 и 800 мм/с. Отсутствие аналогичного пика при скорости 1000 мм/с может быть объяснено его малой интенсивностью, ввиду малых размеров частиц γ`–фазы и её когерентности матрице.

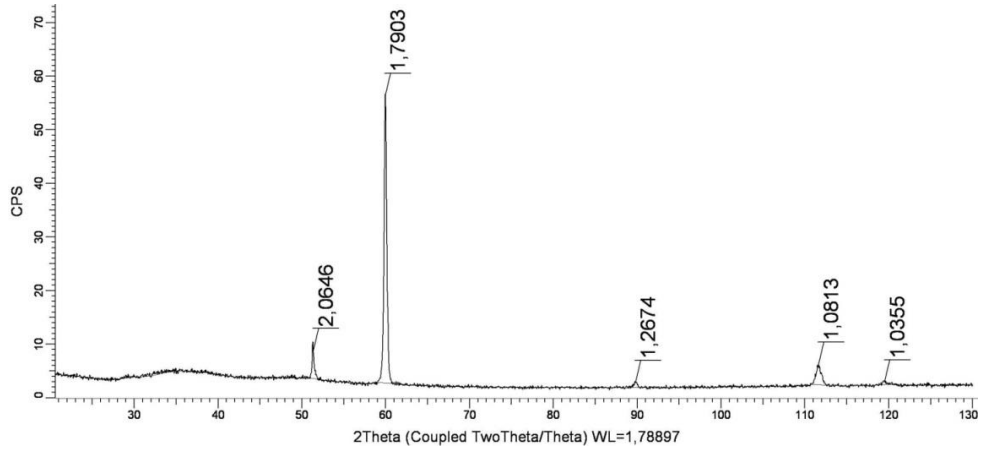
На рисунке 3 *(а, б, в)* изображены прямые полюсные фигуры, записанные для системы отражений {022}, построенные для образцов, полученных при различных скоростях сканирования. Их общей чертой является наличие четырёх максимумов {022}, удалённых от центра на 45º. Т.о. индексы центрального пятна стандартной проекции решётки типа ГЦК, характерной для никелевых сплавов, (рис. 2, *г*) представляют собой индексы атомной плоскости, параллельной плоскости сканирования лазерного луча – {100}.

Степень размытости максимумов характеризует выраженность текстуры: чем более размыты пятна и чем меньшую интенсивность они имеют (на рисунке максимальной интенсивности соответствуют красные и жёлтые оттенки), тем более текстурирован материал [12]. Полюсные фигуры показывают, что при низкой скорости сканирования в материале наблюдается более резкая текстура, чем при высокой. Предположительно, это объясняется тем, что сочетание технологических параметров приводит к такому увеличению скоростей охлаждения, что не успевает произойти переориентировка зёрен.

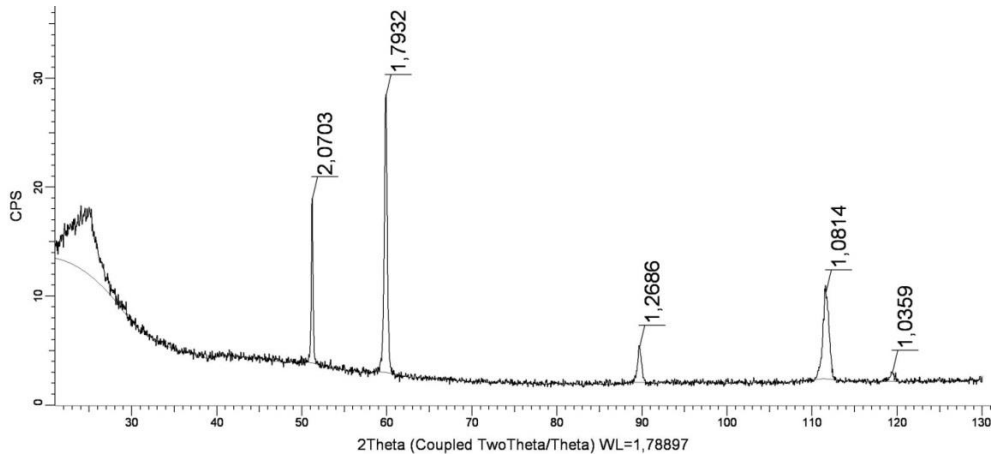
Высокие термические напряжения вызывают в материале склонность к образованию трещин. Зависимость от скорости сканирования была оценена по параметру удельной линейной трещиноватости (табл. 1). На рисунке 4 наглядно показано различие по количеству трещин у образцов с различными режимами получения. Как показало исследование, с увеличением скорости сканирования количество трещин убывает. Этот результат противоречит общепринятой теории развития горячих трещин [4], и позволяет предположить иные причины их появления, связанные со структурно-фазовыми превращениями.



v = 600 мм/с



v = 800 мм/с



v = 1000 мм/с

Рис. 2. Рентгенограммы образцов при разных скоростях сканирования

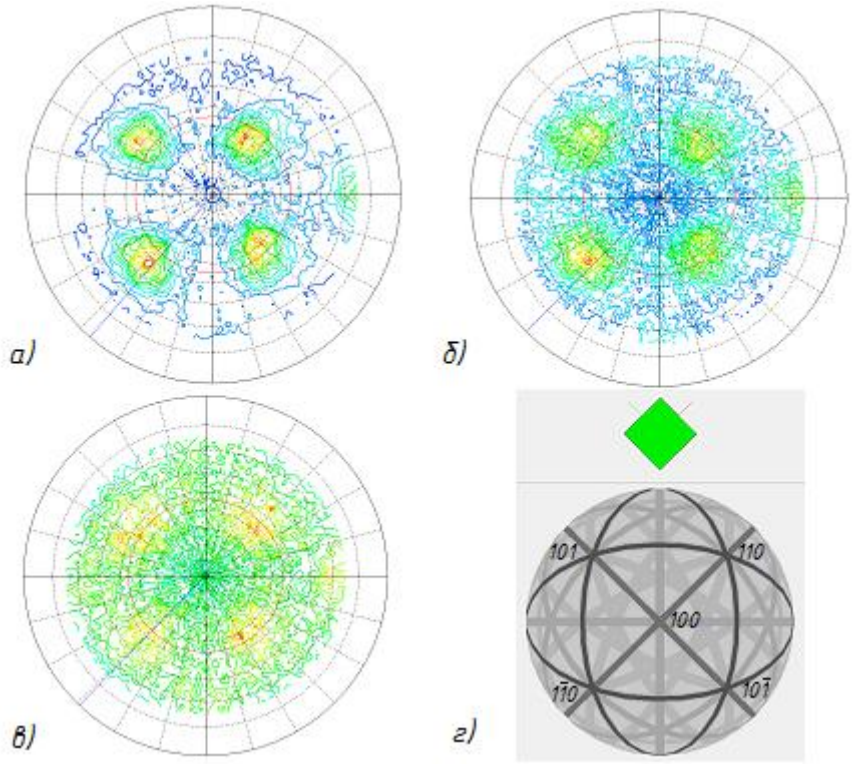
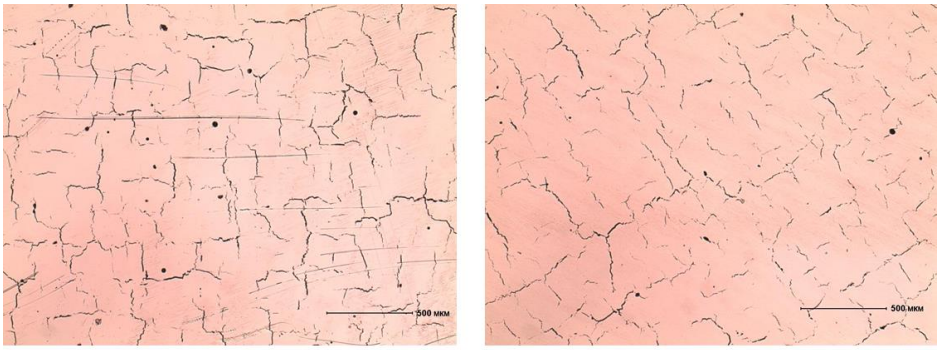


Рис. 3. Прямые полюсные фигуры при различных скоростях сканирования: а) 600 мм/с; б) 800 мм/с; в) 1000 мм/с; г) модель ориентации максимумов в направлении [100] решётки типа ГЦК

Таблица 1. Влияние скорости сканирования на трещиноватость сплава

v, мм/с	600	800	1000
Трещиноватость, $м^{-1}$	3900±700	3300±500	1600 ± 300



а б

Рис. 4. Трещины на шлифе образцов, полученных со скоростью сканирования: а) 600 мм/с; б) 800 мм/с

Выводы

1. Исследование жаропрочных никелевых сплавов, полученных селективным лазерным плавлением – перспективное направление науки. Их свойства напрямую связаны со структурой, главным образом с выделением γ`-фазы, наличие которой подтвердилось.
2. Важнейшим фактором влияния на структуру и свойства является скорость лазерного луча: при её увеличении подавляются диффузионные процессы, что существенно влияет на свойства.

3. Сплав склонен к образованию текстуры, с ориентировкой {100}, параллельной плоскости сканирования. С увеличением скорости сканирования текстура становится менее резко выраженной.
4. Основная сложность выбора режима получения объекта методом СЛП заключается в проявлении склонности материала к трещинообразованию. Количество трещин увеличивается с уменьшением скорости сканирования. Для изучаемого сплава пока не подобран режим, позволяющий их полностью избежать.

Литература

1. *Стешенкова Н., Туричин Г., Райкис О.* Металлобработка: высокотехнологичный режущий инструмент или аддитивные технологии? // Фотоника, 2015. – №3. – С.36-40.
2. Международный технологический форум «Инновации. Технологии. Производство»: Сборник материалов научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения главного конструктора *П.А. Колесова.* Т. 1. – Рыбинск: Изд-во РГАТУ имени П. А. Соловьева, 2015. – 250 с.
3. *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. – Ст. 06. Режим доступа: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=37 (дата обращения 16.03.2016)
4. *Григорьянц А.Г*. Основы лазерной обработки материалов. М: Машиностроение, 1989. – 304 с.
5. *Santo L* (2008) Laser cladding of metals: a review. Int J Surf Sci Eng 2:327–336.
6. *Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Смуров И.Ю., Ядройцев И.А., Базалеев Е.В., Костюк Ю.Г.* Ячеистая структура в аустенитных сплавах, полученных методом селективного лазерного плавления //Перспективные материалы, 2014. – № 3. – С. 55–62.
7. *Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г., Рыжов Н.М., Силаева В.И.* Материаловедение: учебник для ВУЗов/ под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. 5-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2003. – 648 с.: ил.
8. *Zemin Wang, Kai Guan, Ming Gao, Xiangyou Li, Xiaofeng Chen, Xiaoyan Zeng* The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting // Journal of Alloys and Compounds, 2012. – № 513. – P. 518–523
9. *E. Chlebus, K.Gruber, B.Kuźnicka, J.Kurzac, T.Kurzynowski*. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. Materials Science & Engineering, 2015, – A639. – P. 647–655.
10. *Шелков А.К.* Справочник коксохимика. Т.2. – М.: Металлургия, 1965. – 288 с.
11. *Беккерт М., Клемм Х*. Способы металлографического травления: Справ. изд.: Пер. с нем. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1988. – 400 с., ил. [Beckert M., Klemm H. Handbuch der Metallographischen Ätzverfahren: VEB Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrrie,1976].
12. *Носова Е.А*. Современные проблемы металлургии и материаловедения. [Электронный ресурс]: электрон. метод. указания к лаб. работам / Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С.П. Королева (нац. исслед. ун-т); Электрон. текстовые и граф. дан. (679 кбайт). Самара, 2012. – 1 эл. опт. диск (CD-ROM)