

УДК 621.373.826

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА In718 ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МЕТОДОМ КОАКСИАЛЬНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Александр Михайлович Кулиш

Студент 5 курса,
кафедра «Лазерные технологии в машиностроении»
Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана

Научный руководитель: А.И. Мисюров,
кандидат технических наук, доцент кафедры «Лазерные технологии в машиностроении»

Ключевые слова: аддитивные технологии (additive technologies), остаточные напряжения (residual stresses), предварительный подогрев (preheating), структура (structure).

Аннотация: В работе уделено внимание аддитивным технологиям с применением лазерного излучения на примере выращивания образцов из сплава In718. При выращивании образцов из подобных сплавов необходимо обеспечить высокие эксплуатационные показатели и бездефектную структуру. Данный вопрос предлагается решать при помощи предварительного подогрева выращиваемых заготовок. Проведен анализ микро- и макроструктур, микротвердости образцов с подогревом и без него. Даны некоторые рекомендации по применению подобных сплавов для аддитивных технологий.

В настоящее время, аддитивные технологии или технологии получения различных заготовок послойным добавлением материала занимают особое место среди других технологий, особенно с применением лазерного излучения. Используя преимущества лазерного излучения и особенности тех или других видов аддитивных технологий, можно получать заготовки с высокими эксплуатационными и экономическими показателями.

Ключевую роль играют аддитивные технологии для авиационной промышленности. Ее рост обуславливает повышение спроса на экономически и технологически эффективное, серийное производство сложных деталей двигателей, таких как "блиски" (рис. 1) [1]. Из-за их сложной геометрии и высокой стоимости традиционного изготовления, требуется применение наиболее эффективных методов изготовления, таких как коаксиальное лазерное плавление, например, для выращивания компрессорных лопаток на поверхности диска.



Рис. 1. Конструкция типа "блиск" (лопатки компрессора + диск)

Принципиальная схема процесса выращивания методом коаксиального лазерного плавления представлена на рисунке 2. Процесс выращивания использует сфокусированный лазерный луч как источник тепла для создания ванны расплава на нижней поверхности\слое. Порошковый материал подается коаксиально лазерному лучу вместе с газом, который играет роль, как транспортного, так и защитного газа. Поступающий порошок металлургически связывается с материалом подложки или слоя вследствие кристаллизации. Заготовка получается путем послойного наплавления порошкового материала в соответствии с сечением и траекторией обхода по CAD модели с подъемом на заданный шаг (инкремент) по оси Z для нанесения последующих слоев.

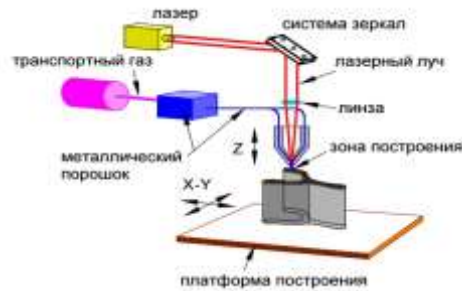


Рис. 2. Схема коаксиального лазерного плавления

Для обеспечения требуемых прочностных и эксплуатационных свойств вышеуказанных деталей, применяется множество различных сплавов, а также методик проведения процессов выращивания. Поскольку лопатки компрессора "работают" при повышенных температурах порядка 650 °С и испытывают ряд напряжений как термических, так и со стороны потоков газа, то для их изготовления выбирают жаропрочные сплавы. В данной работе применяется для выращивания образцов жаропрочный сплав на никелевой основе Inconel 718 (In 718), обладающий требуемыми высокими свойствами при повышенных температурах и довольно часто применяющийся для производства подобных деталей.

Данный сплав является дисперсионно упрочняющимся и требуемые свойства достигаются, как правило, после последующей его термообработки благодаря выделению таких упрочняющих фаз как γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ и γ'' - Ni_3Nb . Химический состав сплава In 718 представлен на рисунке 3.

Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	C	Mn	Si
51.02	18.37	19.5	5.43	3.27	0.91	0.035	0.036	0.13	0.01

Рис. 3. Химический состав сплава In 718

Исходя из физических особенностей процесса лазерного выращивания и специфики данного сплава, в выращенных образцах формируется поле остаточных напряжений с максимальными значениями в верхних и нижних слоях [2, 3]. Остаточные напряжения напрямую влияют на эксплуатационные и качественные показатели выращиваемых образцов. Существует несколько различных способов понижения остаточных напряжений таких как последующая термообработка, повторный обход лазерным излучением каждого слоя, предварительный подогрев подложек или объектов на которых производится выращивание [4]. В данной работе предлагается предварительный подогрев, который, в свою очередь, может ухудшить структурно-чувствительные свойства, поэтому целью данной работы является определение влияния предварительного подогрева на структуру и микротвердость выращиваемых образцов.

В рамках данной работы, методом коаксиального лазерного плавления по рассчитанному режиму была выращена серия образцов как с предварительным подогревом подложек из стали ст3 на 200 °С и 300 °С, так и без подогрева. Режим для всех образцов имеет следующие показатели и не менялся при подогреве:

- Мощность лазерного излучения 1560 Вт;
- Скорость перемещения лазерного излучения 10 мм/с;
- Диаметр пятна обработки 1,8 мм;
- Расход транспортирующего газа (Ar) 10 л/мин;

Выращивание производилось на базе 5-ти координатного комплекса [5]. В качестве источника лазерного излучения применялся иттербиевый волоконный лазер серии YLS - 3000, для подачи порошка в зону обработки - порошковый питатель марки PF 2/2.

Схема выращиваемых образцов показана на рисунке 4. Образцы состояли из 8 валиков по оси X с шагом 1,1 мм и 13 слоев по оси Z с шагом 0,7 мм. Из выращенных образцов подготавливались шлифы для исследования микро- и макроструктур, а также микротвердости. Подготовка заключалась в запрессовке образцов в "шайбы" и последующем их шлифовании, а также травлении перед анализом структуры.

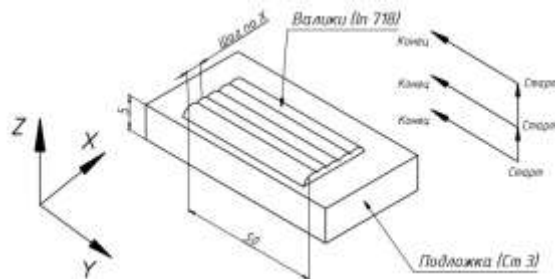


Рис. 4. Схема выращиваемых образцов

Фотографии макроструктуры выполнялись на оптическом микроскопе марки Olympus BX41 как в светлом поле (рис. 5), так и в темном (рис. 6).



Рис.5. Макроструктура выращенных образцов в светлом поле:

1-без подогрева, 2-подогрев 200 °С, 3-подогрев 300 °С

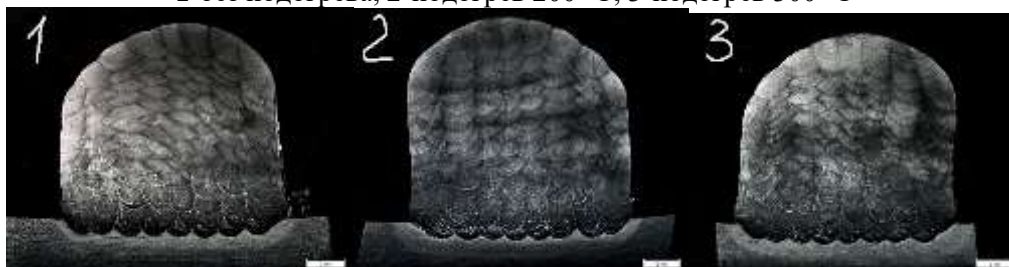


Рис.6. Макроструктура выращенных образцов в темном поле:

1-без подогрева, 2-подогрев 200 °С, 3-подогрев 300 °С

Изучив макроструктуру, можно заключить, что при подогреве увеличивается площадь нижних валиков при неизменной мощности лазерного излучения, в частности, увеличивается ширина валиков со средних значений 1,82 мм для режима без подогрева и 1,96 мм с подогревом 300 °С. Подобное увеличение ширины валиков может свидетельствовать о повышении производительности лазерного выращивания при неизменной мощности лазерного излучения. Но также и увеличивается уровень подплавления нижних валиков и зона термического влияния в подложке, примерно в 1,2 раза, что особенно видно из фотографий на рисунке 6. Также стоит отметить наличие светлых зон по границам валиков, а также очертания прорастающего кристалла сквозь все валики, то есть транскристаллитность, что говорит о предпосылках получения монокристаллической структуры при лазерном выращивании. Можно предположить, что светлые зоны по границам валиков с пониженной травимостью, связаны с отсутствием перераспределения компонентов в этой области. Нижние слои также отличаются пониженной травимостью из-за перемешивания металла валиков с металлом подложки; позже будет показано, что в нижних слоях еще и пониженная микротвердость. Отметим, что подобные слои в выращиваемых лопатках компрессора недопустимы.

Снимки для изучения микроструктуры делались из центра шлифов и из зоны нижних валиков на увеличении оптического микроскопа 500х (рис. 7).

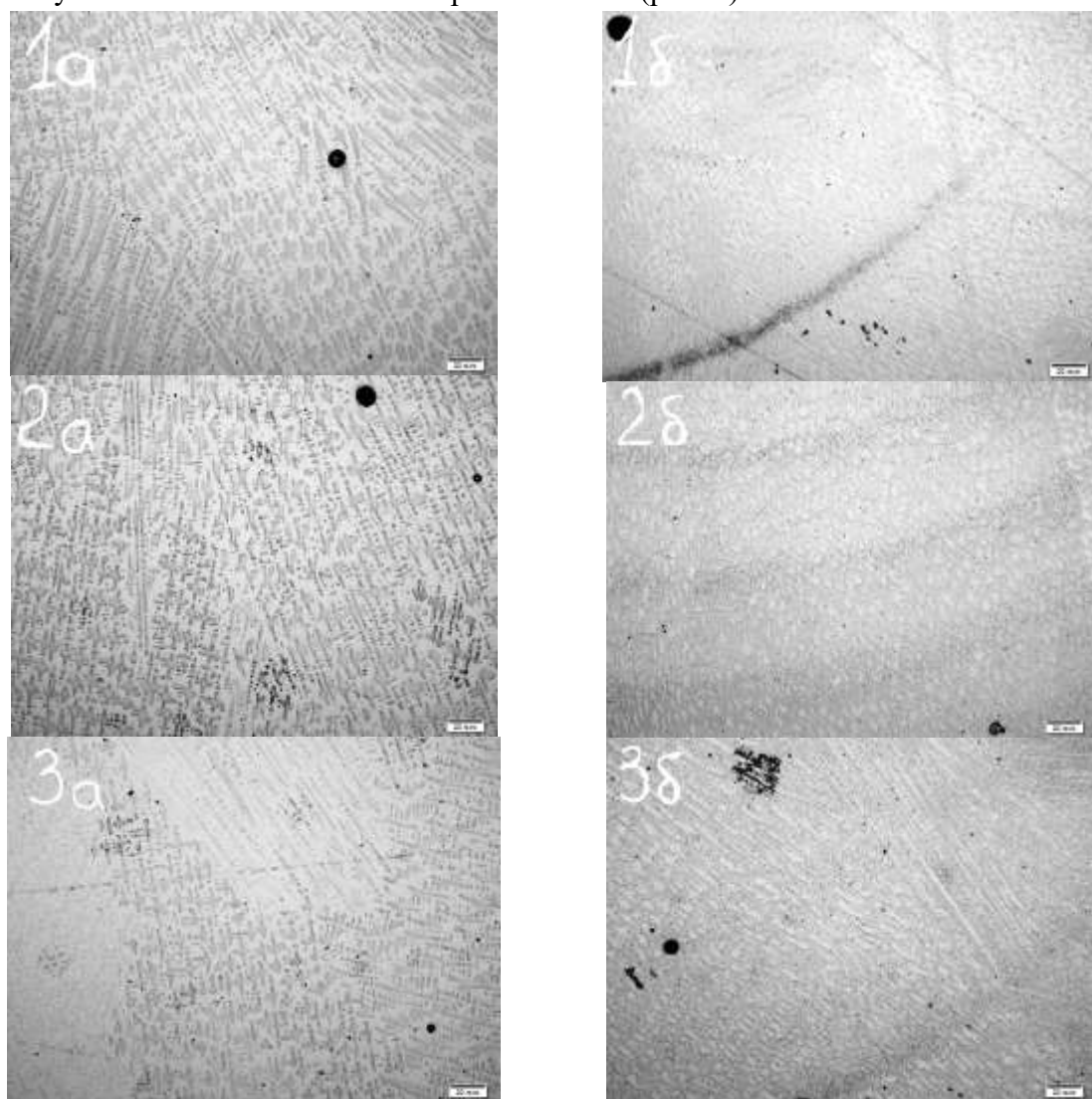


Рис. 7. Микроструктура выращиваемых образцов в центре (а) и в зоне нижних валиков (б):
1-без подогрева, 2-подогрев 200 °С, 3-подогрев 300 °С

При исследовании микроструктуры необходимо обратить внимание на такой показатель как дисперсность структуры, которая может оцениваться, например, по расстоянию между осями дендритов 1-го порядка. Анализ микроструктуры показал, что фазовый состав в различных участках, видимо, одинаковый и не зависит от подогрева, так как упрочняющие фазы при оптической металлографии нами не обнаружены. Структура в центре шлифов дендритная, в зоне нижних валиков наблюдается дендритно-ячеистая, причем дисперсность этой области выше, что может говорить об измельчении зерна. Так, по оценке дисперсности методом секущих можно сказать, что в нижних слоях по сравнению со средними расстояние между осями дендритов уменьшается примерно в 2,1 раза и практически не зависит от температуры подогрева, что можно проследить на снимках, сделанных на большем увеличении (рис. 8). В нижних слоях заметно сильное перемешивание материалов подложки и валиков, с увеличением температуры подогрева увеличивается доля участия основного металла.

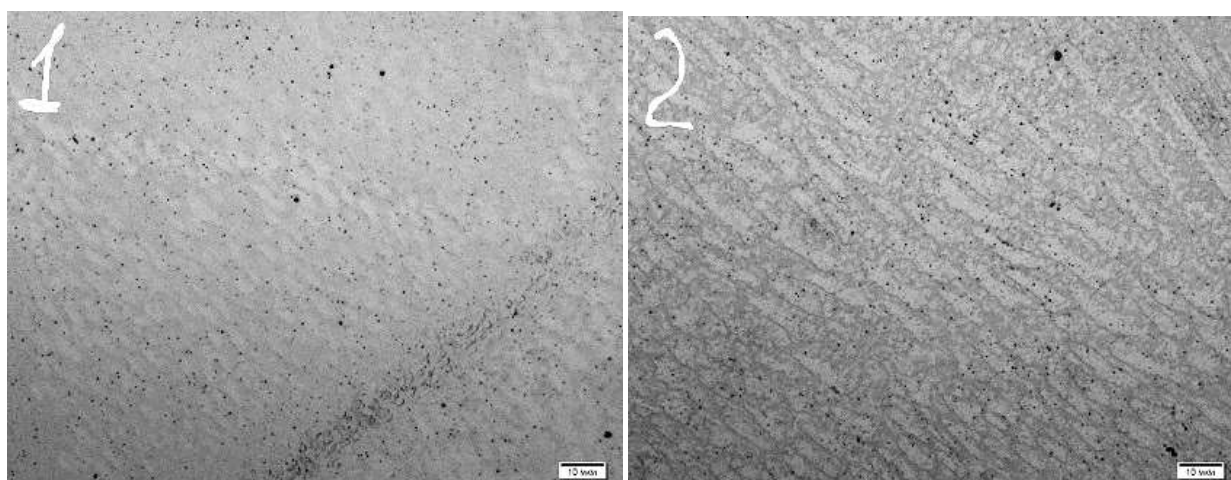


Рис. 8. Микроструктура выращенных образцов в нижних слоях на увеличении 1000х:
1-без подогрева, 2-подогрев 300 °С

Микротвердость измерялась на твердомере DuraScan 20 и измерения проводились по группе отпечатков, сделанных по методу Виккерса с нагрузкой на индентор равной 0,05 кг или усилию около 0,49 Н ($HV_{0,05}$). Как известно, шаг между отпечатками должен быть больше 3х диагоналей самого отпечатка. В данном случае шаг равен 100 мкм, а измерение велось по центру образцов, начиная с верхних валиков (рис. 9).

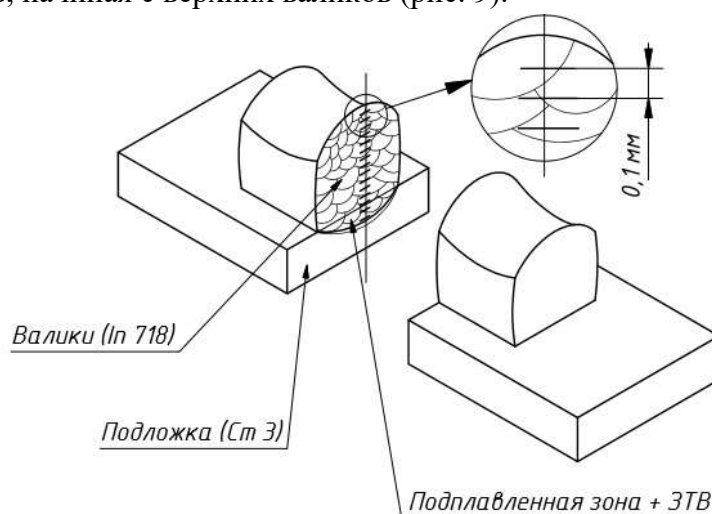


Рис. 9. Схема проведения измерений микротвердости

Результаты измерений микротвердости в зависимости от величины предварительного подогрева представлены на рисунке 10.

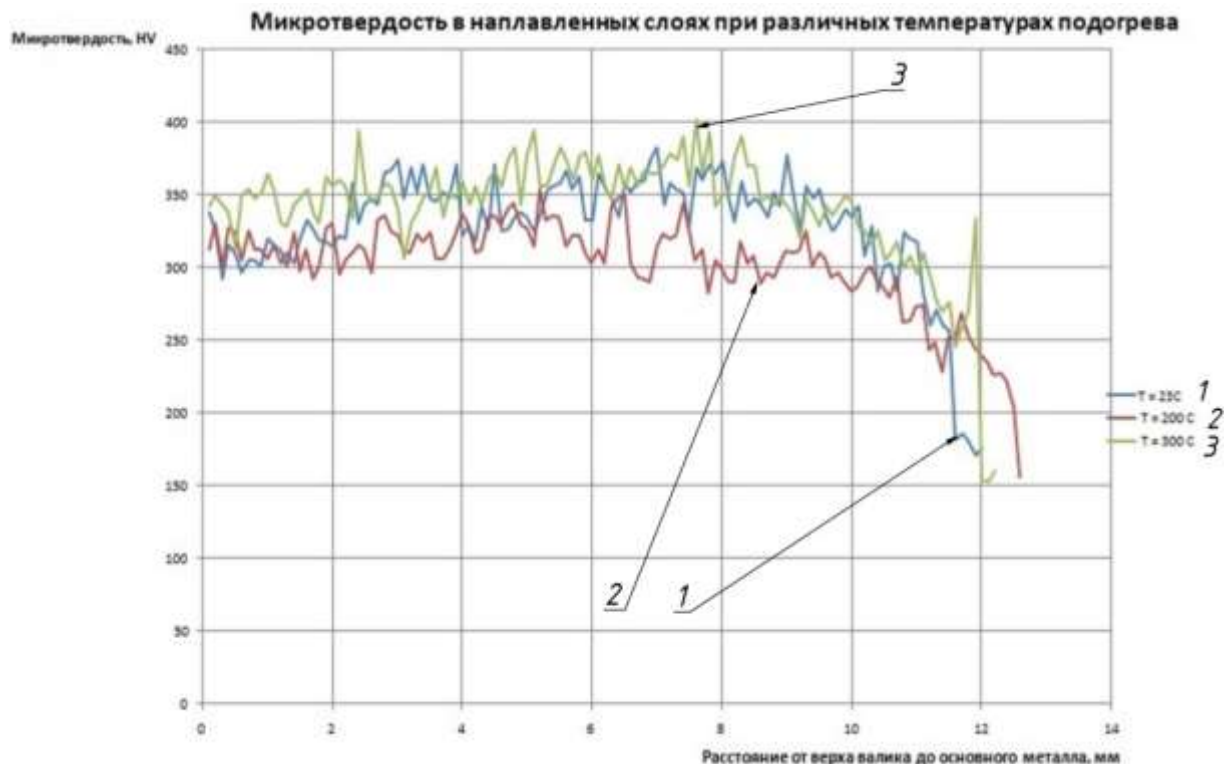


Рис. 10. Результаты измерения микротвердости по высоте образцов в зависимости от величины подогрева

Поскольку распределение значений микротвердости является случайным и заранее неизвестно, для дальнейшего анализа и сравнения полученных диаграмм необходимо проверить полученные данные по гипотезе нормального распределения или критерию χ^2 Пирсона. Для статистической обработки результатов измерений, была выбрана выборка из 100 измерений. Применяв известную методику [6] проверки гипотез на нормальность распределения, можно заключить, что все распределения можно считать по нормальному закону с доверительной вероятностью 95 %. Дальнейший анализ диаграмм проводился на основе проверки статистических гипотез: гипотезы равенства среднего (t - критерий Стьюдента) и гипотезы равенства дисперсий (F - критерий Фишера).

Результаты статистической обработки по двум критериям Стьюдента и Фишера представлены в таблице 1, где P - доверительная вероятность, ν - число степеней свободы.

Таблица 1. Результаты статистической обработки

Гипотеза равенства среднего		Гипотеза равенства дисперсий	
Расчетные значения критерия	Теоретическое значение критерия	Расчетные значения критерия	Теоретическое значение критерия
$t_{1,2} = 10,287$ $t_{1,3} = 5,061$ $t_{2,3} = 17,119$	$t_{\text{теор}} = 1,99$ $(P = 95 \%, \nu = 198)$	$F_{1,2} = 1,691$ $F_{1,3} = 1,338$ $F_{2,3} = 1,264$	$F_{\text{теор}} = 1,38$ $(P = 95 \%, \nu = 99)$ $F_{\text{теор}} = 1,28$ $(P = 90 \%, \nu = 99)$

Результаты распределения значений микротвердости по высоте наплавленных образцов при различных температурах предварительного подогрева, как видно из рисунка 10 и после статистической обработки, имеют различный характер по среднему значению микротвердости,

причем вплоть до 99% доверительной вероятности. Разброс средних значений 315-355 HV обусловлен значительной неоднородностью наплавляемого металла, а также выделившимися карбидами.

Анализ дисперсий полученных распределений микротвердости показывает, что для диаграмм без подогрева и с подогревом на 200 °С, разброс значений различен, причем для случая с подогревом он ниже, чем для случая без подогрева. Статистически также показано, что, несмотря на разницу в средних значениях для диаграмм с подогревом на $T = 200$ °С и на $T=300$ °С, разброс (дисперсия) для них одинаков с вероятностью 90 - 95 %.

По проделанной работе можно сделать следующие выводы:

- с предварительным подогревом подложек при выращивании первые слои имеют большую площадь поперечного сечения, а также увеличивается зона термического влияния и величина подплавления первых валиков. В области нижних слоев также заметно перемешивание металла валиков с металлом подложки для всех режимов;
- по шлифам образцов, полученных методом коаксиального лазерного плавления, можно наблюдать прораствание кристалла сквозь несколько валиков или, так называемую, транскристаллитность. На эту особенность стоит обратить особое внимание при дальнейшем изучении процессов выращивания;
- исследовав микроструктуру образцов, можно сказать, что в нижних слоях по сравнению со средними расстояние между осями дендритов уменьшается примерно в 2,1 раза и практически не зависит от температуры подогрева;
- на основании статистического анализа распределения микротвердости по высоте образцов выявлено, что предварительный подогрев не приводит к значительному изменению значений микротвердости, но уменьшает их разброс, что говорит о повышении однородности.

В заключении отметим, что предварительный подогрев как один из вариантов повышения различных свойств выращиваемых образцов необходим, так как чем меньше остаточные напряжения, тем меньше вероятность появления различных дефектов и снижения различных свойств в заготовках.

Литература

1. A. Calleja, I. Tabernero, A. Lamikiz. Optimal Parameters for 5-axis Laser Cladding // Elsevier, Procedia Engineering. Vol. 63. 2013. p. 45-52.
2. P. Mercelis, J. -P. Kruth. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting // Rapid Prototyping Journal. 2006. 12/5. p. 254-265.
3. T. Furumoto, T. Ueda. Study on Reduction of Residual Stress Induced during Rapid Tooling Process: Influence of heating conditions on residual stress // Key Engineering Materials. 2010. Vol. 447-448. p. 785-789.
4. M. Shiomi, K. Osakada. Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process// Elsevier, CIRP Annals - Manuf. Tech.. 2004. Vol. 53. p. 195-198.
5. Григорьянц А.Г., Ставертий А.Я., Третьяков Р.С. Пятикоординатный комплекс для выращивания деталей методом коаксиального лазерного плавления порошковых материалов // Технология Машиностроения. 2015. №10. С. 22-28.
6. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. - М.: Машиностроение, 1985. - 232 с.