

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.15-194.56

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ С ПОМОЩЬЮ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СЛС

© 2023 г. И. В. Шакиров^а, *, А. В. Олисов^б, П. А. Кузнецов^а, А. С. Жуков^а

^аНИИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

^бНациональный исследовательский Томский государственный университет, просп. Ленина, 36, Томск, 634050 Россия

*e-mail: i.v.shakirov@yandex.ru

Поступила в редакцию 05.12.2022 г.

После доработки 08.09.2023 г.

Принята к публикации 16.10.2023 г.

Изучена возможность управления структурой посредством варьирования параметров процесса селективного лазерного сплавления (СЛС) на примере аустенитных нержавеющей сталей. На основании изучения структуры экспериментальных образцов, показано влияние на процессы структурообразования совокупности различных технологических параметров процесса СЛС, представляющих собой алгоритм сканирования. Показана возможность формирования элементов с различной структурой в пределах одной детали при ее изготовлении методом СЛС путем изменения алгоритма сканирования. Отмечено, что использование идентичных по формируемой геометрии 3D-моделей, но различных по алгоритму сканирования лазерным лучом непосредственно в процессе лазерного сплавления, приводит к формированию принципиально разной структуры создаваемого образца, в силу различных условий кристаллизации металла.

Ключевые слова: аддитивное производство, аустенитная нержавеющая сталь, структурообразование, 3D-модель, селективное лазерное сплавление (СЛС)

DOI: 10.31857/S0015323022601830, **EDN:** HLXZAL

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии позволяют изготавливать образцы и функциональные детали по цифровой модели, воспроизводимой по командам непосредственно файлов, разработанной с помощью систем автоматизированного проектирования (САПР) и подготовленной к печати специализированным программным обеспечением (ПО). Тем самым данная технология предоставляет уникальные возможности свободы проектирования и запуска в производство. 3D-модель детали или образца для испытаний, спроектированная в комплексе САПР при подготовке к процессу создания образца, обрабатывается специализированным ПО для преобразования в алгоритмы работы установки селективного лазерного сплавления (СЛС) в процессе печати.

Получение образца или детали, осуществляемое по технологии СЛС, связано с адаптацией компьютерной 3D-модели под процесс печати. При подготовке к печати 3D-модель разбивается на слои, в соответствии с которыми происходит сплавление металлического порошка. Более того, в каждом печатном слое определяется траектория прохождения лазерного луча, который осуществ-

ляет сплавление металлического порошка в соответствии с сечением детали в данном слое.

В зависимости от функционала конкретной установки СЛС могут быть доступны различные возможности по выбору алгоритма сканирования: шаг сканирования (расстояние между соседними дорожками), скорость прохождения лазерного луча, траектория его движения и последовательность сканирования, модуляция мощности лазерного излучения в процессе СЛС и другие параметры. Совокупность отмеченных выше параметров сканирования представляет собой интегральный инструмент – алгоритм сканирования. Таким образом, алгоритм сканирования способен оказать большое влияние на процесс печати в целом. В данном исследовании приведены идеи авторов по проверке концепции создания совокупной настройки параметров СЛС с целью управления процессами структурообразования.

В процессе СЛС деталь создается путем добавления металла из порошкового слоя вследствие наплавки лазерным лучом слой за слоем по выбранному алгоритму. Отсюда алгоритм сканирования непосредственно определяет ключевые факторы структурообразования – температуру

нагрева и скорость охлаждения, а также геометрические характеристики образуемой ванны расплава [1], что оказывает влияние на формируемую структуру металла.

Исходя из этого, применяя различные настройки процесса печати, можно реализовать управление процессом структурообразования, что, несомненно, представляет практический интерес для создания градиентных структур *in situ*, для улучшения качества деталей и формирования требуемого уровня механических свойств. Также управление структурообразованием посредством алгоритма сканирования перспективно для получения методом СЛС образцов приемлемого качества из некоторых труднообрабатываемых чистых металлов и сплавов, в том случае, когда получение методом СЛС со стандартными подходами к выбору режимов связано с проблемой трещинообразования [2, 3] в силу возникающих сильных напряжений.

Предполагается, что осознанный подход к выбору алгоритма сканирования, основанный на экспериментальном установлении взаимосвязи между параметрами СЛС и характеристиками структуры, позволит создать еще одно практическое преимущество аддитивных методов производства — возможность изготавливать образцы с заранее запрограммированной структурой.

На данный момент известны исследования [4–14], направленные на изучение формируемой при СЛС структуры нержавеющей стали. Уделяется внимание изучению анизотропии структуры и механических свойств [5]. В работе [4] представлены идеи по улучшению структуры и свойств стали 316L путем применения различных параметров процесса СЛС и пластической деформации, также оценена возможность рекристаллизации. Данный способ — необходимость приложения пластической деформации металла для осуществления рекристаллизации имеет низкую практическую значимость при производстве деталей методом СЛС. В исследовании [6] изучена зависимость микроструктуры от угла расположения образца. В исследовании [7] приведены данные о том, что микроструктура, напряжения и деформации являются прямым результатом термического воздействия, которое материал испытывает во время процесса СЛС. Применялась система оптического мониторинга в процессе СЛС для быстрого прогнозирования влияния тепловых характеристик непосредственно в процессе СЛС, оценивались тепловые поля с целью установления зависимости между геометрией детали и режимами ее получения в процессе СЛС, однако не приведены сведения по возможности осуществления управления процессом структурообразования.

Таким образом, в большинстве приведенных работ по изучению влияния различных парамет-

ров СЛС на структуру и свойства образцов не рассматриваются вопросы влияния как геометрических характеристик самого создаваемого образца, так и алгоритма сканирования лазерным лучом. Не затрагиваются вопросы взаимосвязи морфологии формируемой структуры и алгоритма сканирования лазерным лучом при СЛС.

В этом исследовании рассматривается развитие микроструктуры в материале с кубической графитрированной решеткой, которая является преимущественной фазой, образующейся при затвердевании аустенитных нержавеющих сталей.

Термические циклы, сопутствующие процессу СЛС, способствуют протеканию фазовых превращений в твердом состоянии в многофазных сплавах. Кристаллизация с превращениями и образованием различных фаз затруднили бы интерпретацию наблюдаемой микроструктуры. Чтобы избежать сложностей, связанных с интерпретацией процессов формирования структуры в результате фазовых превращений, рассматриваются только аустенитные стали. В качестве материала выбрана нержавеющая сталь 12X18H10T. Исследование процессов структурообразования на примере аустенитных нержавеющих сталей несет практический смысл, так как это наиболее распространенный и востребованный материал, применяемый в аддитивных технологиях [8]. Нержавеющая сталь аустенитного класса благодаря уникальному комплексу физико-механических свойств представляет собой технологически важный материал, который находит широкое применение в таких критических областях, как ядерная энергетика, морское судостроение, нефтегазовая промышленность и медицина [12, 13]. Механизмы повышения уровня прочностных свойств аустенитных нержавеющих сталей, обусловленные особенностями процесса кристаллизации при СЛС, и их взаимосвязь с параметрами СЛС, также представляют интерес для изучения.

Несмотря на большое количество исследований, направленных на изучение структуры нержавеющей сталей, получаемой при СЛС, представляет интерес практическим исследованием проверить влияние алгоритма сканирования на формируемую структуру.

Цель данной работы — изучение влияния алгоритма сканирования на процесс формирования структуры аустенитной нержавеющей стали и оценка возможности управления процессом структурообразования с помощью изменения технологических параметров СЛС.

МЕТОДИКА

В качестве материала выбрана нержавеющая аустенитная сталь марки 12X18H10T, имеющая широкое применение в аддитивных технологиях.

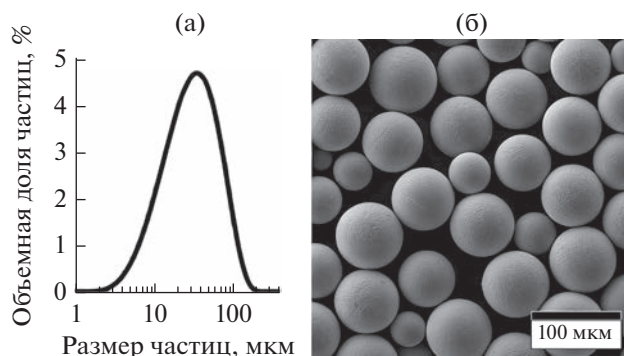


Рис. 1. Характеристики порошка стали 12X18H10T: (а) гранулометрический состав, (б) морфология частиц.

Экспериментальные образцы изготовлены из порошка нержавеющей аустенитной стали 12X18H10T производства АО “Полема”, полученного методом газового распыления расплава. Порошковый материал ПР-12X18H10T характеризуется фракционным составом 20–63 мкм. На рис. 1 представлен гранулометрический состав и морфология частиц исследуемого порошка.

С использованием установки “EOSint M270” производства “Electro Optical Systems” GmbH (Германия), оснащенной иттербиевым волоконным лазером с длиной волны 1024 нм и максимальной мощностью 200 Вт, были изготовлены цилиндрические образцы, при построении которых сочетались различные алгоритмы сканирования селективного лазерного сплавления. Процесс СЛС осуществлялся в атмосфере азота с остаточным содержанием кислорода не более 0.5%. Мощность лазерного излучения была установлена 195 Вт, скорость сканирования 800 мм/с, шаг сканирования 100 мкм, толщина порошкового слоя 40 мкм для всех видов сканирования.

Стоит отметить, что при подготовке к печати по технологии СЛС идентичных 3D-моделей, процесс может быть по-разному реализован с точки зрения параметров работы установки, иными словами, процесс сплавления слоев порошка по сечению создаваемой детали может происходить в совершенно отличающихся условиях. Так, сплавление порошка может происходить при различных вариациях параметров, составляющих алгоритм сканирования. При этом будут возникать совершенно разные температурные поля и скорости охлаждения металла, тем самым создавая различные условия для процессов структурообразования.

Метод СЛС создает деталь, формируя непосредственно ее геометрию, соответственно структура и механические свойства определяются условиями кристаллизации, возникает необходимость контролировать этот процесс. На основа-

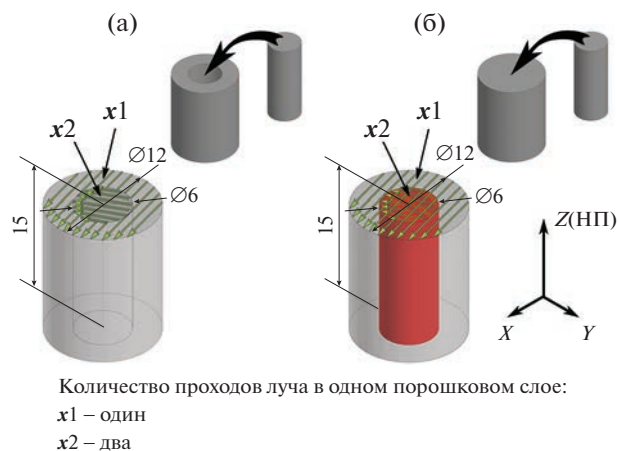


Рис. 2. Принципиальная схема подготовки 3D-моделей образцов: (а) образец № 1, (б) образец № 2.

ние имеющихся данных свойства аустенитных нержавеющей сталей могут изменяться под действием различных параметров процесса СЛС. Поэтому необходимо экспериментально проверить возможность формирования необходимой структуры в конкретном участке детали. Исходя из этого, спланирован эксперимент.

Первоначально были подготовлены 3D-модели двух образцов. Образец № 1 был получен путем концентрического совмещения модели кольца с внешним диаметром 12 мм и внутренним 6 мм с моделью цилиндра диаметром 6 мм, образуя единый цилиндр диаметром 12 мм (см. рис. 2а). Образец № 2 был создан путем объединения двух 3D-моделей — цилиндров диаметром 12 и 6 мм, совмещенных по своей оси (см. рис. 2б). Таким образом, были подготовлены два идентичных по внешней поверхности образца, каждый из которых состоял из двух 3D-моделей. Этот подход позволил назначать для каждой из частей образцов свои параметры СЛС и создать комплексный алгоритм сканирования для каждого образца.

Созданы три различных по траектории движения луча лазера вида сканирования, каждый образец имеет два участка сканирования (соответствующие им виды сканирования обозначены римскими цифрами, см. рис. 3 и табл. 1).

Для внешнего кольца обоих образцов сканирование (вид I) осуществляется с поворотом на 67° от слоя к слою. Центральные части образцов выполняются двойным сканированием на каждом слое: вид II — едионаправленное без поворота, вид III — сканирование с поворотом на 67°. Поворот в 67° является распространенным стандартным параметром [15–17] на многих установках СЛС и обусловлен наилучшей плотностью получаемого образца.

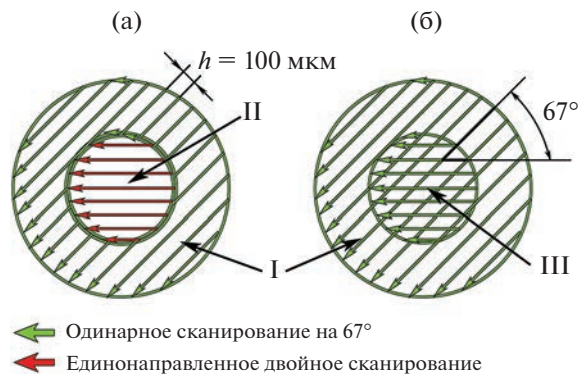


Рис. 3. Схема алгоритма сканирования одного порошкового слоя для образца № 1 (а) и образца № 2 (б).

С целью создания условий с одинаковым тепловложением и для оценки влияния алгоритма сканирования (его геометрической составляющей) на формирование структуры было установлено единообразное распределение тепловложения. Центральная часть экспериментальных образцов претерпевает двойное сканирование в каждом порошковом слое и получает одинаковое тепловложение, но при этом имеет отличие по траектории сканирования лазерным лучом (виды сканирования II и III).

Данный эксперимент показывает возможность создания двух идентичных по внешней поверхности образцов с принципиально различным алгоритмом сканирования лазерным лучом в процессе СЛС, что позволяет оценить влияние алгоритма сканирования на процессы структурообразования.

Металлографические исследования проводили на подготовленных шлифах в двух плоскостях (горизонтальной XY — перпендикулярной направлению построения (НП) образца, и вертикальной — плоскости ZX , совпадающей с направлением построения образца) с использованием светового инвертированного металлографического микроскопа Axio Observer, Zeiss (Германия).

Морфология кристаллической структуры полученных образцов также была исследована с использованием метода растровой электронной микроскопии (РЭМ) — дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ). Анализ поликри-

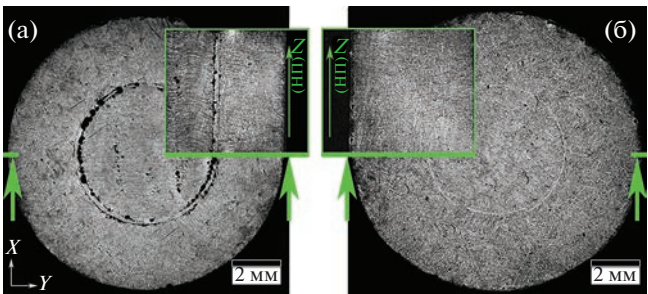


Рис. 4. Структура образцов (а) № 1, (б) № 2.

сталлической структуры осуществлялся путем построения карт кристаллографических ориентаций с шагом сканирования 0.1 мкм на микроскопе LYRA 3 XMN RL, Tescan (Чехия).

Для первоначальной оценки качества формирования образца удобно оценивать его плотность методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 20018-74. Использовались весы XS105 Excellence XS Analytical, Mettler Toledo (США).

Измерение твердости по Виккерсу производилось на твердомере 5030SKV Zwick/Roell (Германия) по методике в соответствии с ГОСТ 2999-75 с нагрузкой 10 кгс.

ПОЛУЧЕННЫЕ ДАННЫЕ

На рис. 4 представлено изображение структуры образцов после травления, показана горизонтальная плоскость XY , совмещенная с изображением структуры, полученным с соответствующей вертикальной плоскости.

Стоит отметить различие в качестве формируемого образца по наличию пор и характеру их распределения по объему (рис. 4): для образца № 1 характерно скопление пор и несплошностей по границе двух моделей (плотность — 7.4225 г/см³), образец № 2 обладает высокой плотностью близкой к теоретической для стали 12Х18Н10Т — 7.8102 г/см³.

На рис. 5 представлена микроструктура образцов № 1 и № 2 в месте стыка двух различных видов сканирования (как показано на рис. 2 и 3), где отчетливо виден двойной контур для образца № 1 и одинарный для образца № 2. Тем самым пока-

Таблица 1. Параметры алгоритма сканирования

Вид сканирования	Образец	Участок образца	Поворот от слоя к слою, град	Количество проходов луча
I	1 и 2	Внешнее кольцо	67	1
II	1	Центральная часть	0	2
III	2	Центральная часть	67	2

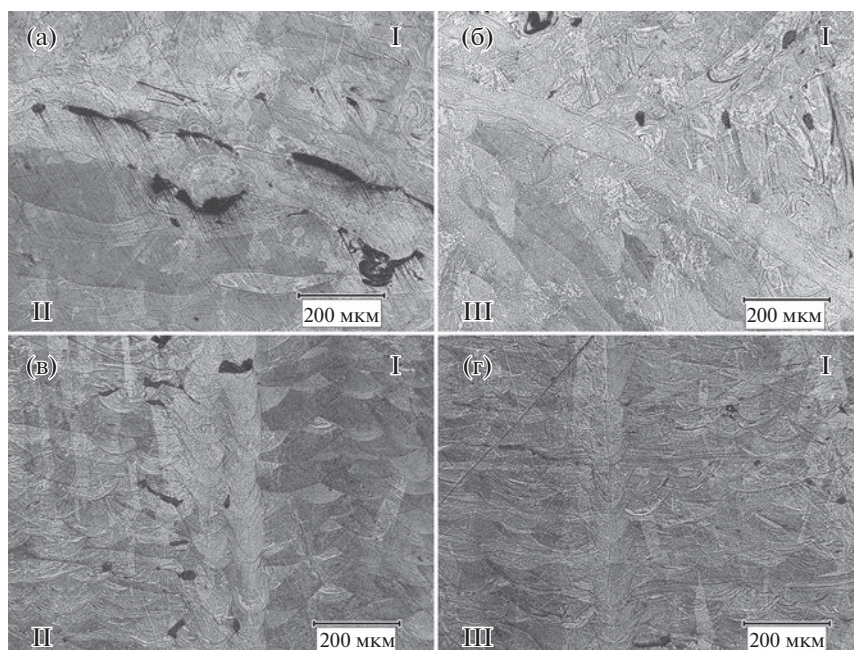


Рис. 5. Микроструктура (граница сопряжения видов сканирования): (а), (в) образец № 1; (б), (г) образец № 2; (а), (б) горизонтальная плоскость; (в), (г) вертикальная плоскость.

зано влияние алгоритма сканирования на образование пор и несплошностей в процессе печати. Травление проявило границы ванн расплава при формировании образца, морфология ванн указывает на различия в алгоритме сканирования: хорошо идентифицируются ванны расплава различной геометрии, сформированные контурными и заполняющими траекториями лазерного луча.

Алгоритм сканирования непосредственно влияет на качество формируемого образца, граница видов сканирования I и II способствует образованию пор и несплавнений, тогда как на стыке видов сканирования I и III формируется монолитный металл.

На рис. 6 представлены изображения, совмещенные с картой ДОРЭ для соответствующего участка, иллюстрирующие морфологию зеренной структуры в зоне сопряжения двух участков сканирования.

Наблюдается принципиальное различие морфологии структуры внутреннего цилиндра и внешнего кольца образца № 1 (рис. 6а). В силу применения едионаправленного сканирования (вид II), способствующего направленной кристаллизации, противоположной направлению теплоотвода в сторону платформы и предыдущих слоев, в центральной части образца развивается процесс эпитаксиального роста кристаллитов вытянутых вдоль направления построения и имеющих размеры в этом направлении до 500 мкм и более.

Образец № 2 характеризуется однообразной формой кристаллитов во всех частях образца. На-

блюдается незначительное различие в морфологии и размерах кристаллитов центральной части образца № 2 и внешнего кольца, обусловленное двойным сканированием центральной части и одинарным сканированием внешней части. Таким образом, большее тепловложение способствовало увеличению размеров кристаллитов в центральной части.

Условия кристаллизации, реализуемые в центральной части образца № 1 и обусловленные

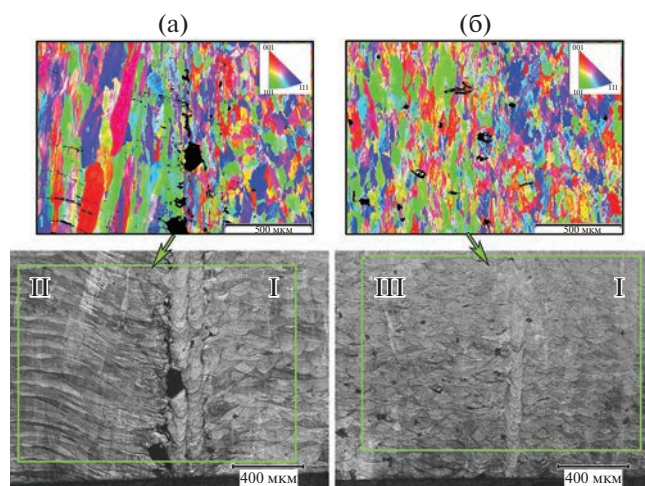


Рис. 6. Микроструктура (граница сопряжения моделей, центральная часть — слева и внешнего кольца — справа) совмещенная с соответствующей картой ДОРЭ: (а) образец № 1, (б) образец № 2.

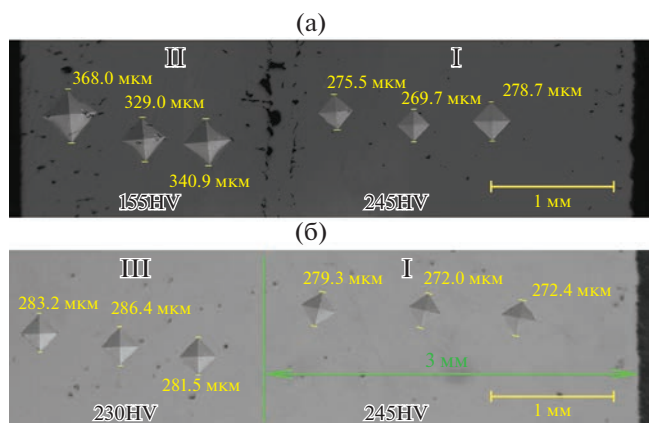


Рис. 7. Измерение микротвердости: (а) образец № 1, (б) образец № 2; центральная часть образца — слева, внешнее кольцо — справа.

сканированием вида II, наилучшим образом способствуют реализации эпитаксиального роста кристаллитов. Это подтверждается тем, что вытянутые кристаллиты в центральной части простираются на несколько порошковых слоев (учитывая, что толщина одного порошкового слоя 40 мкм). Для остальных участков рассматриваемых образцов, применение видов сканирования I и III способствует сдерживанию процессов эпитаксиального роста, приводя к формированию более мелких кристаллитов. Увеличенное тепловложение при двойном проходе лазерного луча (вид III) способствует небольшому увеличению размеров кристаллитов, по сравнению с одинарным (вид I) — от 100 до 200 мкм. Из этого можно заключить, что геометрическая составляющая алгоритма сканирования (траектория движения луча) имеет первостепенное влияние перед тепловложением на формирование морфологии структуры кристаллитов в аустенитных сталях при СЛС процессе.

На рис. 7 приведено изображение отпечатков индентера на различных участках образцов после измерения твердости по Виккерсу. Индентирование производили на вертикальных плоскостях образцов, соответствующих участкам образцов, представленным на рис. 6. Усредненные значения, полученные по трем измерениям на каждом участке с различным видом сканирования, показали анизотропию твердости. Образец № 1: центральная часть — 155 HV, внешнее кольцо — 245 HV. Образец № 2: центральная часть — 230 HV, внешнее кольцо — 245 HV. Локальное различие твердости соотносится с различием в морфологии структуры. Столбчатая структура, соответствующая виду сканирования II, имеет самое низкое значение твердости, а более мелкозернистая структура, получаемая видами сканирования I и III, имеет значения твердости на уровне 230–245 HV.

Показано, что использование идентичных по формируемой геометрии 3D-моделей, но различных по алгоритму сканирования лазерным лучом, приводит к формированию принципиально разной структуры образцов. На формирование микроструктуры сильное влияние оказывают условия кристаллизации металла, которые напрямую зависят от алгоритма сканирования.

ВЫВОДЫ

1. Различные алгоритмы сканирования в процессе СЛС способны влиять на локальное различие в микроструктуре и твердости образцов из аустенитной нержавеющей стали марки 12X18H10T:

— оценено влияние алгоритма сканирования на формирование пористости (плотность образца № 1 — 7.4225 г/см³, образца № 2 — 7.8102 г/см³), на границе видов сканирования I и II образуются поры и несплавления, тогда как на стыке видов сканирования I и III формируется монолитный металл;

— установлена зависимость морфологии структуры от алгоритма сканирования — единоподнаправленное двойное сканирование в каждом порошковом слое (вид II) способствует реализации процессов эпитаксиального роста кристаллитов (в длину до 500 мкм) и формированию столбчатой структуры, а стандартное одинарное сканирование с поворотом 67° (вид I) создает зерна с меньшим размером и различной ориентацией в структуре образца, удваивание количества сканирований (вид III) на одном порошковом слое приводит к укрупнению кристаллитов;

— установлена зависимость твердости от формируемой структуры и алгоритма сканирования, локальное различие твердости соотносится с различием в морфологии структуры (образец № 1: центральная часть — 155 HV, внешнее кольцо — 245 HV, образец № 2: центральная часть — 230 HV, внешнее кольцо — 245 HV).

2. На основании исследования структуры и твердости аустенитной нержавеющей стали марки 12X18H10T показана возможность формирования элементов с различной структурой в пределах одной детали путем изменения технологических параметров процесса СЛС, составляющих алгоритм сканирования. Геометрическая составляющая алгоритма сканирования (траектория движения луча) имеет первостепенное влияние перед тепловложением с точки зрения формирования морфологии кристаллитов в аустенитных сталях при СЛС процессе. Сканирования вида II и III идентичны по тепловложению, но в силу различной траектории движения лазерного луча формируется различная морфология кристаллитов.

Полученные результаты показали перспективу дальнейших исследований процессов управления структурированием в аддитивных технологиях. Поиск технологических подходов к осознанному управлению микроструктурой и свойствами в аддитивном производстве способствует расширению его возможностей и созданию новых функциональных материалов с улучшенными свойствами.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования (ЦКП) научным оборудованием “Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов” НИЦ “Курчатовский институт” — ЦНИИ КМ “Прометей” при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования — соглашение № 13.ЦКП.21.0014(075-11-2021-068). Уникальный идентификатор: RF-2296.61321X0014.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Agrawal A.K., Bellefon G.M., Thoma D. High-throughput experimentation for microstructural design in additively manufactured 316L stainless steel // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2020. V. 793. P. 139841. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139841>
2. Kuznetsov P.A., Shakirov I.V., Mozhayko A.A., Zhukov A.S., Bobyr V.V. Comparison of sequential and circular scanning thermal fields and their influence on microstructure of Alnico alloy produced by laser powder bed fusion // *J. Phys.: Conference Series*. 2021. V. 1967. № 1. P. 012064. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1967/1/012064>
3. Shakirov I.V., Zhukov A.S., Perevislov S.N., Olisov A.V. The Effect of Selective Laser Melting Conditions on the Structure of an Alnico Alloy // *Phys. Met. Metal.* 2022. V. 123. № 3. P. 227–237. <https://doi.org/10.1134/S0031918X22030103>
4. Shubo Gao, Zhiheng Hu, Martial Duchamp, Krishnan P.S.S.R., Tekumalla S., Song X., Seita M. Recrystallization-based grain boundary engineering of 316L stainless steel produced via selective laser melting // *Acta Mater.* 2020. V. 200. P. 366–377. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.09.015>
5. Xiaofeng L., Denghao Y., Xiaoyu W., Jinfang Zh., Xiaohui Y., Zixuan Zh., Jianhong W., Bin L., Peikang B. Study on Mechanism of Structure Angle on Microstructure and Properties of SLM-Fabricated 316L Stainless Steel // *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*. 2021. V. 9. P. 778332. <https://www.frontiersin.org/articles/10.3389/fbioe.2021.778332>. <https://doi.org/10.3389/fbioe.2021.778332>
6. Pham M.S., Dovguy B., Hooper P.A., Gourlay C.M., Piglione A. The role of side-branching in microstructure development in laser powder-bed fusion // *Nat. Commun.* 2020. V. 11. P. 749. <https://doi.org/10.1038/s41467-020-14453-3>
7. Zhang S., Jahn A., Jauer L., Schleifenbaum J.H. Geometry-Based Radiation Prediction of Laser Exposure Area for Laser Powder Bed Fusion Using Deep Learning // *Appl. Sci.* 2022. V. 12. P. 8854. <https://doi.org/10.3390/app12178854>
8. Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А., Курсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозионностойкие стали в аддитивном производстве // *Изв. вузов Черная Металлургия*. 2021. Т. 64. № 9. С. 619–650. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-619-650>
9. Bahl S., Mishra S., Yazar K.U., Kola I.R., Chatterjee K., Suwas S. Non-equilibrium microstructure, crystallographic texture and morphological texture synergistically result in unusual mechanical properties of 3D printed 316L stainless steel // *Additive Manufacturing*. 2019. V. 28. P. 65–77. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.016>
10. Molnar B., Heigel J., Whittenton E. In Situ Thermography During Laser Powder Bed Fusion of a Nickel Super Alloy 625 Artifact with Various Overhangs // *J. Res. Natl. Inst. Stan.* 2021. V. 126. P. 126005. <https://doi.org/10.6028/jres.126.005>
11. Chernyshikhin S.V., Pelevin I.A., Karimi F., Shishkovsky I.V. The Study on Resolution Factors of LPBF Technology for Manufacturing Superelastic NiTi Endodontic Files // *Mater.* 2022. V. 15. P. 6556. <https://doi.org/10.3390/ma15196556>
12. Vrána R., Koutecký T., Cervinek O., Zikmund T., Pantelejev L., Kaiser J., Koutný D. Deviations of the SLM Produced Lattice Structures and Their Influence on Mechanical Properties // *Mater.* 2022. V. 15. P. 3144. <https://doi.org/10.3390/ma15093144>
13. Scalzo F., Totis G., Sortino M. Influence of the Experimental Setup on the Damping Properties of SLM Lattice Structures // *Experimental Mechanics*. 2023. V. 63. № 1. P. 17–28. <https://doi.org/10.1007/s11340-022-00898-8>
14. Loginov Yu.N., Stepanov S.I., Ryskov N.M., Yudin A.V., Tretyakov E.V. Effect of SLM parameters on the structure and properties of CP-Ti // *AIP Conference Proceedings*. 2018. V. 2053. P. 040052. <https://doi.org/10.1063/1.5084490>
15. Peng K., Duan R., Liu Z., Lv X., Li Q., Zhao F., Wei B., Nong B., Wei S. Cracking Behavior of René 104 Nickel-Based Superalloy Prepared by Selective Laser Melting Using Different Scanning Strategies // *Mater.* 2020. V. 13. P. 2149. <https://doi.org/10.3390/ma13092149>
16. Cao Y., Bai P., Liu F., Hou X. Investigation on the Precipitates of IN718 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting // *Metals*. 2019. V. 9. P. 1128. <https://doi.org/10.3390/met9101128>
17. Geiger F., Kunze K., Etter T. Tailoring the texture of IN-738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2016. V. 661. P. 240–246. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.036>

Assessment Possibility of Controlling Structure Formation by Changing the Technological Parameters LPBF Process

I. V. Shakirov^{1, *}, A. V. Olisov², P. A. Kuznetsov¹, and A. S. Zhukov¹

¹*NRC “Kurchatov Institute” – CRISM “Prometey”, St. Petersburg, 191015 Russia*

²*Tomsk State University, Tomsk, 634050 Russia*

**e-mail: i.v.shakirov@yandex.ru*

Abstract—In this paper, the possibility of creating a controlled structure by varying the parameters of laser powder bed fusion (LPBF) process on the example of austenitic stainless steels is studied. Based on the study of the structure of experimental samples, the influence of a combination of various technological parameters that make up the scanning strategy when preparing a 3D-model for the LPBF process on the processes of structure formation is shown. The possibility of forming elements with different structures within one part during its manufacture by the LPBF method by changing the technological parameters of the process that make up the scanning strategy is shown. It is noted that the use of 3D-models identical in the geometry formed, but different in the strategy of scanning with a laser beam directly in the process of laser fusion, leads to the formation of a fundamentally different structure of the created sample, since the formation of the microstructure is strongly influenced by the conditions of metal crystallization, which directly depend on the scanning strategy.

Keywords: additive manufacturing, austenitic stainless steel, structure formation, 3D-model, laser powder bed fusion (LPBF)