

ПРЕДИСЛОВИЕ

Монография является дополнением к предыдущим изданиям по аддитивным технологиям, опубликованным в 2017, 2021 и 2022 годах [21–23].

В ретроспективе данную монографию следовало опубликовать первой, потому что она закладывает основу для технологии аддитивного производства (АП) изделий с заданным комплексом свойств. Действительно, при проектировании любого изделия конструктору необходимы достоверные справочные данные свойств материала, из которого изготавливается изделие. Используя технологии аддитивного производства, конструктор может перейти от старой концепции (сначала материал, а потом под его свойства разрабатывается изделие) на принципиально новую цифровую технологию проектирования изделия (от максимальной работоспособности изделия и ее составных частей к функционально градиентному материалу). Однако в настоящее время нет справочников по свойствам материалов, полученных методом аддитивного производства. За последние 5 лет в научном сообществе появился ряд обзорных работ, посвященных этой проблеме. Сотрудники Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, понимая важность решения данной задачи, провели серию теоретических и экспериментальных работ, позволяющих частично ответить на вопросы взаимосвязи структурных и фазовых превращений в металлических сплавах, полученных методом аддитивного производства, с их свойствами. Особое внимание было уделено механизмам образования дефектов и их влиянию на свойства материалов.

Первая глава этой монографии посвящена влиянию методов и технологических параметров аддитивного производства на структуру и свойства металлических сплавов, а также данных факторов на тепловую деформацию и остаточные напряжения, возникающие в изделии. Неотъемлемым следствием наплавки порошка из расплава на относительно более холодную подложку или предыдущие наплавленные слои является резкий градиент температуры, тепловая деформация и остаточные напряжения. Остаточные напряжения могут привести к деформации детали, потере геометрических допусков и расслаиванию слоев во время процесса наплавки, а также к снижению усталостных характеристик и сопротивления разрушению изготовленной детали. Количественные знания эволюции тепловых напряжений в процессе АП необходимы для понимания и,

соответственно, контроля/уменьшения вышеупомянутых проблем. Например, при АП с предварительно сформированным порошковым слоем деформация детали может быть достаточно большой, чтобы помешать ракелю (или системе выравнивания) распределить тонкий слой порошка по заданной области. Понимание тепловых напряжений может помочь оптимизировать размещение поддерживающих структур для минимизации коробления.

Как и при сварке плавлением, остаточные напряжения при АП сильно неоднородны по объему и изменяются в процессе изготовления изделия. Экспериментальные измерения остаточных напряжений обычно ограничиваются несколькими дискретными точками в трехмерном объеме или двухмерными контурами на отдельных плоскостях детали после завершения изготовления. С другой стороны, расчетные модели, основанные на численном решении уравнений термонапряженного равновесия, могут обеспечить эволюцию напряжений и перемещений в трехмерной геометрии как функцию времени. В связи со сложностью моделирования (которая подробно рассмотрена в данной главе), очень важно, чтобы вычислительные модели были подтверждены с помощью высококачественных экспериментальных данных. Существуют различные типы процессов АП в зависимости от исходных материалов (порошок или проволока) и источников тепла (лазера, электронного луча или дуги). С точки зрения моделирования напряжений процесс АП можно разделить на две основные категории: прямой подвод энергии и материала и процесс с предварительным формированием порошкового слоя. Первая категория включает в себя процесс с использованием как порошка, так и проволоки. Подход к моделированию напряжений при прямом подводе энергии в основном такой же, как и при сварке плавлением. В частности, сетка области решения включает в себя только твердую подложку и осажденные слои без порошка. С другой стороны, наличие предварительно размещенного порошкового слоя требует особого подхода, поскольку частицы порошка имеют другую тепловую и механическую реакцию, чем консолидированный твердый металл [11]. Несмотря на необходимость работы с порошковым материалом, стандартный подход к решению вопросов температуры, напряжений и деформаций остается одинаковым для АП как с предварительно сформированным порошковым слоем, так и с прямым подводом энергии и материала. Этот стандартный подход обсужден в данной главе.

Структура зерен и кристаллографическая текстура материала зависят от процесса плавления и кристаллизации расплава. Ванна расплава рассеивает тепло в подложку, создавая изогнутую форму ванны расплава. Форма зависит от параметров процесса и может быть как овальной или каплевидной на верхней поверхности, так и полукруглой или в виде замочной скважины в поперечном сечении в зависимости от интенсивности источника тепла и скорости сканирования [4, 7, 10, 12]. Геометрические особенности ванны расплава важны, поскольку они влияют на форму последующих зерен, образующихся в зоне сплавления, и на скорость локальной кристаллизации. В режиме замочной скважины, который часто желателен при АП, луч глубоко проникает в металлическую подложку при минимальном подводе тепла к детали [7]. Известно, что эта геометрия переходит

в режим кондуктивности при высоких скоростях в процессах как с электронным лучом [8, 13], так и с лазерным лучом [6, 15]. Режим кондуктивности более желателен для АП, так как нестабильная замочная скважина может привести к образованию нежелательной пористости в компонентах. Важность геометрической формы ванн расплава для создания эффективных конструкций часто упускается из виду, а это важный момент при разработке процессов формирования необходимых структурных особенностей [19, 20]. В этой главе рассмотрено зарождение и рост кристаллизационных структур в процессе АП. Кроме того, обсуждены ключевые параметры определения микроструктуры после кристаллизации, включая влияние градиента температуры G , скорости кристаллизации R и переохлаждения ΔT на получаемые микроструктуры.

Поскольку многие методы АП используют источники тепла, идентичные традиционным процессам сварки, таким как дуга, лазеры и электронные пучки, они часто создают структуры, близко напоминающие структуры многопроходных сварных швов. Для сварки нескольких сплавов имеются зависимости процесс—структура—свойства, и они представляют интерес для АП металлических материалов. Однако бывают случаи, когда структуры, полученные с помощью АП, отличаются от традиционных сварных швов благодаря точности и гибкости, обеспечиваемой быстрым сканированием луча, которым обладают некоторые процессы АП, что позволяет дополнительно послойно контролировать формирующиеся структуры. В данной главе монографии подробно обсуждены переменные, которые контролируют структуру затвердевания, зернистую структуру, макроскопическую текстуру и микроструктуру компонентов АП, и, где это необходимо, проведено сравнение с традиционными методами сварки.

Особое внимание в первой главе монографии уделено формированию микроструктуры в зоне термического влияния (ЗТВ) и влиянию термообработки и горячего гидростатического прессования (ГИП) на структуру и свойства металлических сплавов, полученных АП. Микроструктура ЗТВ при АП зависит от многих переменных. Метод АП и погонная энергия, тип материала и состояние материала перед АП — все это важные переменные, которые могут влиять на термическую историю ЗТВ и, следовательно, на возникающую микроструктуру. Поскольку ЗТВ испытывает спектр термических циклов (пиковые температуры и скорости охлаждения), в пределах одного и того же выращенного слоя при АП возможен широкий диапазон микроструктуры с большими локальными вариациями. Реакции, которые происходят в ЗТВ, могут быть довольно сложными. Существует множество металлургических реакций, и любая заданная область в ЗТВ может подвергаться одной или нескольким из следующих реакций:

- рекристаллизация;
- рост зерен;
- фазовые превращения;
- растворение/выделение при старении;
- образование выделений;
- возникновение остаточного напряжения и релаксация напряжений.

Равновесная фазовая диаграмма является ориентиром определения возможных реакций в большинстве материальных систем. Во время АП быстрый нагрев и охлаждение могут подавлять эти равновесные реакции и/или стимулировать другие, не предсказанные фазовой диаграммой.

Вторая глава монографии посвящена механизму образования дефектов при АП и их влиянию на механические свойства материала. Предотвращение появления дефектов во время 3D-печати металлом – предмет многих исследований и разработок [5, 9]. Так, ученые из Аргоннской национальной лаборатории (США) и Техасского университета А&М применили методы машинного обучения для установления связи между термической обработкой и образованием подповерхностных дефектов во время PBF. Они также использовали рентгеновские лучи, но в сочетании с боковыми камерами для сбора необходимых данных в реальном времени. Группа исследователей из Ливерморской национальной лаборатории Лоуренса (LLNL, США) обнаружила способ уменьшения дефектов в металлических 3D-печатных деталях. Управляя разбрызгиванием порошка, ученые смогли снизить любое взаимодействие порошка со свежесплавленным материалом. Команда из Texas A&M создала метод 3D-печати стали, полностью лишенной пористости. Был разработан набор параметров SLM, позволивший изготовить низколегированный мартенсит (AF9628) с более высоким уровнем прочности на растяжение по сравнению с любым другим сплавом.

Образование замочных скважин или заполненных паром углублений во время SLM представляет собой большую проблему в аддитивном производстве. Пористость замочной скважины относится к глубоким полостям в объектах, вызванным быстрым испарением металла во время печати, которое направляет окружающий расплавленный материал вниз. Хотя это явление может положительно отразиться на эффективности лазера, стенки замочной скважины иногда колеблются и разрушаются, что приводит к следующему: дефекты остаются в затвердевшем сплаве.

Один из способов предотвращения появления пустот – определение соотношения мощности и скорости $P-V$, от которого зависит качество печати. Найти воспроизводимую «границу пористости», отделяющую условия обработки, при которых получают полностью плотные детали, от тех, что имеют поры, до сих пор не удавалось. Группой китайских и американских исследователей был определен предел скорости 3D-печати в технологии синтеза на подложке (powder bed fusion, PBF), при котором вероятность возникновения дефектов в деталях снижалась. С помощью рентгеновских изображений авторы [5] обнаружили, что во время процессов PBF лазер часто вызывает образование J-образных пузырей на поверхности объекта. Если эти скопления металла лопались, дефекты распространялись на повторно затвердевающий металл и вызывали появление пустот, которые ослабляли структурную целостность изделия. Использовалась высокоскоростная рентгеновская визуализация для изучения происхождения пор замочной скважины и их начальных движений [5]. Было обнаружено, что, уменьшая скорость сканирования лазера, можно увеличить максимальный размер наблюдаемых пор. Дальнейшие испытания показали, что образование пустот

происходило в первую очередь тогда, когда J-образные замочные скважины «сжимались» в пузыри и их схлопывание вызывало возникновение акустических ударных волн. Эти силы эффективно отталкивали поры от замочной скважины и внедряли их в повторно затвердевающий металл, ослабляя его целостность.

Третья глава посвящена структуре и свойствам металлических сплавов, полученных методом АП. Формирование вторичных фаз и интерметаллидных соединений в сплавах на основе никеля имеет решающее значение для их микроструктуры. В данной главе рассмотрена корреляция между условиями АП-обработки и микроструктурными особенностями сплавов на основе никеля. В отличие от традиционных процессов, таких как литье и сварка, процессы АП характеризуются быстрыми скоростями охлаждения и повторяющимися циклами нагрева и охлаждения, что существенно влияет на эволюцию микроструктуры.

Исследования, проведенные сотрудниками Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, позволили оценить влияние технологических параметров процесса на структуру и пористость получаемого материала и пористость сплава Inconel 718. Было показано, что скорость перемещения лазерного луча, его мощность и расстояние между отдельными проходами оказывали значительное влияние на пористость, при этом структура материала практически не менялась. Варьирование толщины используемого при построении слоя, а вместе с ним и диаметра лазерного пятна показало значительные изменения в микроструктуре. Большая толщина слоя и использование лазера большого диаметра приводят к образованию крупных вытянутых зерен с направленной кристаллографической ориентацией. При применении меньшей толщины слоя и лазера меньшего диаметра образуется более равноосная структура с малыми разориентированными зернами. Определен режим горячего изостатического прессования, позволяющий получать наиболее плотный материал.

На основании результатов моделирования процесса селективного лазерного плавления в виде средней скорости охлаждения в интервале кристаллизации были получены расчетные значения междусосных промежутков дендритов первого порядка. При сопоставлении полученных данных с экспериментальными результатами был сделан вывод об адекватности полученной модели. Анализ результатов влияния термической обработки на плотность, микроструктуру и фазовый состав полученных образцов показал, что даже после всех постобработок сохраняются различия в структуре образцов, созданных в соответствии с режимом, при котором толщина слоя равна 50 и 100 мкм. После горячего изостатического прессования, отжига и старения происходила рекристаллизация, но особенности структуры образцов сохранялись.

Сплавы на основе титана, особенно интерметаллидных соединений, представляют большой интерес для АП вследствие дорогостоящих процессов изготовления из них изделий с использованием традиционных методов производства [2, 16, 18]. Изготовление изделий из сплавов на основе интерметаллидных соединений с помощью АП затруднено по ряду причин: склонность к трещинообразованию, химическая неоднородность, а также ограниченная доступность исходных порошковых материалов, подходящих для применения в АП [1, 3].

Исследовательские работы, посвященные изготовлению интерметаллидных титановых сплавов на основе алюминидов титана TiAl с помощью АП методом селективного электронно-лучевого плавления (СЭЛП), проводила научная группа Политехнического университета Турина (Италия) [17]. Метод СЭЛП исследовался применительно к сплаву Ti–45Al–7Nb–0,3W. Было отмечено, что при применении предварительно легированных порошков сплава сферической формы качество исходных порошков оказывает существенное влияние на свойства изготовленного сплава. При наличии внутренних дефектов в виде пористости необходима последующая обработка – горячее изостатическое прессование. Предварительно авторами была проведена работа, связанная с оптимизацией параметров процесса СЭЛП для минимизации количества пор в материале, а также для получения материала с однородной структурой.

Исследования сплава на базе интерметаллида TiAl, легированного Nb, Mo, V и изготовленного методом селективного лазерного плавления (СЛП), описаны в [14]. В целях предотвращения образования трещин в материале из-за высоких термических напряжений в процессе СЛП применялся подогрев платформы для построения до максимальной температуры 1000 °С. Тем не менее изготовленные образцы имели микротрещины, которые авторы [14] связывают с термическими напряжениями, возникшими при охлаждении платформы и образцов. В работе также отмечается, что в результате процесса СЛП в материале снижается содержание Al, при этом с повышением плотности энергии степень уменьшения Al в образцах увеличивается. В то же время существенное изменение химического состава γ -TiAl сплава может привести к критическому изменению механических свойств. Высокие потери алюминия в сплаве свидетельствуют о сильном перегреве материала в процессе СЛП. Титановые сплавы на базе орторомбического алюминидов титана, имеющие высокие удельную прочность, жаропрочность и жаростойкость, являются одними из наиболее перспективных материалов для изготовления деталей газотурбинных двигателей, в частности компонентов последних ступеней компрессора и турбины. Несмотря на преимущества интерметаллидных ортосплавов, они имеют ряд недостатков (низкая пластичность, плохие деформируемость и обрабатываемость резанием, высокая чувствительность к концентраторам напряжений), которые затрудняют освоение этих сплавов в промышленности. В связи с этим применение АП для изготовления изделий из титанового ортосплава является актуальной задачей. Один из перспективных методов аддитивного изготовления – СЛП. С помощью определенных технологических режимов в процессе СЛП возможно создание заданной микроструктуры интерметаллидных сплавов в определенных частях изделия, а также функционально-градиентных материалов.

Процессы изготовления орторомбических сплавов аддитивными технологиями, а именно методы СЭЛП и СЛП, до конца не исследованы. Основными ограничивающими факторами являются необходимость использования специального оборудования, обеспечивающего высокотемпературный подогрев платформы в процессе изготовления, а также отсутствие подходящих порошковых материалов этих сплавов, которые можно применять при аддитивном производстве. В качестве возможного решения указанных проблем может выступать использование

механической смеси элементарных порошков для *in-situ* синтеза сплава необходимого состава в процессе изготовления изделия, а также применение методов механического легирования и плазменной сфероидизации для изготовления предварительно легированных порошков. Сотрудники СПбПУ в результате проведения исследований процесса селективного лазерного плавления титанового ортосплава с использованием коммерческого порошка, изготовленного газовой атомизацией, установили, что при плотности энергии 45,8 и 54,9 Дж/мм³ и температуре подогрева платформы 600 и 700 °С в процессе селективного лазерного плавления компактные образцы имели наибольшие значения относительной плотности (99,95 %). В процессе исследования было выяснено, что для достижения удовлетворительного уровня механических свойств необходимо проведение горячего изостатического прессования образцов после их изготовления селективным лазерным плавлением. Прочностные характеристики изготовленного ортосплава после ГИП близки к значениям ортосплава, созданного пластической обработкой. Продемонстрировано, что при варьировании температуры подогрева платформы в процессе селективного лазерного плавления возможно изготовление образцов титанового ортосплава с градиентной структурой вдоль направления выращивания.

Хочу поблагодарить моих нынешних кандидатов технических наук, докторантов и аспирантов, которые помогли мне в подготовке данного материала, особенно тех, кто предоставил микрофотографии и рисунки, демонстрирующие принципы образования структуры металлических сплавов в АП. В частности, хочу поблагодарить Николая Разумова, Олега Панченко, Вадима Суфиярова, Евгения Борисова, Игоря Полозова, Дмитрия Масайло, Кирилла Старикова, Ирину Мутьлину, наконец, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого за предоставленную возможность и поддержку в подготовке данной монографии. Особенно я благодарен ректору СПбПУ академику А. И. Рудскому, который вдохновил меня на написание монографии и поддерживает мои научные достижения.