



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-75-83>
УДК 669:621.762

Поступила 20.04.2023
Received 20.04.2023

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО МАТЕРИАЛА И СПОСОБА ФОРМИРОВАНИЯ ОБЪЕКТА ПОСЛОЙНЫМ СИНТЕЗОМ НА СТРУКТУРУ ПОЛУЧАЕМОГО ИЗДЕЛИЯ

А. С. ФЕДОСЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет»,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. Тел.: +375 29 546-96-34
Ф. Г. ЛОВШЕНКО, г. Могилев, Беларусь,

В работе изложены результаты исследований, направленных на изучение структуры и свойств стальных образцов, полученных послойным нанесением конструкционного материала в виде порошка и проволоки. Отмечены пути, позволяющие управлять размером зерна в формируемых изделиях. Показано, что измельчения структурных изделий, изготовленных методом селективного лазерного сплавления, можно достичь, используя порошки, полученные реакционным механическим легированием, а изделий, сформированных плазменной и дуговой наплавками, – путем оптимизации условий нанесения слоев.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, аддитивное производство, порошок, послойный синтез, дендритная структура, размер зерна, твердость, дуговая наплавка, плазменная наплавка.

Для цитирования. Федосенко, А. С. Влияние исходного материала и способа формирования объекта послойным синтезом на структуру получаемого изделия / А. С. Федосенко, Ф. Г. Ловшенко // *Литье и металлургия*. 2023. № 2. С. 75–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-75-83>.

THE INFLUENCE OF THE SOURCE MATERIAL AND THE METHOD OF FORMING THE OBJECT BY LAYER-BY-LAYER SYNTHESIS ON THE STRUCTURE OF THE RESULTING PRODUCT

A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. Tel.: +375 29 546-96-34
F. G. LOVSHENKO, Mogilev, Belarus

The article presents the studies' results aimed at structure and properties learning of steel samples obtained by layer-by-layer application of structural material in the form of powder and wire. The ways that allow controlling the grain size in the formed products are given. It is shown that the structural products grinding manufactured by selective laser fusion can be achieved using powders obtained by reaction mechanical alloying and products formed by plasma and arc surfacing – by optimizing the conditions for applying layers.

Keywords. Reaction mechanical alloying, additive manufacturing, powder, layered synthesis, dendritic structure, grain size, hardness, arc surfacing, plasma surfacing.

For citation. Fedosenko A. S., Lovshenko F. G. The influence of the source material and the method of forming the object by layer-by-layer synthesis on the structure of the resulting product. *Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 75–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-75-83>.

Введение

Современная промышленность все чаще сталкивается со случаями, в которых применение способов аддитивного синтеза является единственным путем решения сложных производственных задач. Кроме того, эти способы позволяют снизить трудоемкость изготовления изделий, существенно сократить количество деталей сложных устройств и уменьшить объем образующихся отходов [1–3].

Наиболее часто для получения изделий из металлов применяют селективное лазерное сплавление (SLM) [4] и лазерную наплавку с непосредственной подачей порошка в область построения (DMD) [5]. Их недостатками являются высокая стоимость оборудования и низкая производительность. На этом фоне большой интерес приобретают способы изготовления трехмерных деталей с использованием порошковой плазменной наплавки (PDM) [6] и автоматизированной дуговой наплавки в среде защитных газов (WAAM) [7], отличающиеся более высокой производительностью и позволяющие получать детали большого размера.

Следует отметить, что применяемые материалы и способы аддитивного производства не всегда способны обеспечить требуемые характеристики получаемых изделий. Как правило, это обусловлено формированием в изделии крупнозернистой дендритной структуры [8], снижающей прочностные характеристики материала.

Структуру изделий, получаемых способами аддитивного синтеза, можно улучшить, используя технологические приемы. Один из них – применение материалов, содержащих ультрадисперсные термодинамически стабильные фазы, выполняющие роль модификаторов. К таким материалам относятся порошки, полученные реакционным механическим легированием, и их применение уже показало свою эффективность [9]. Дополнительного улучшения структуры и свойств изделий можно достичь оптимизацией режимов технологического процесса изготовления объекта.

Представленная работа направлена на выявление путей, позволяющих управлять структурой изделий, формируемых способами селективного лазерного сплавления, а также дуговой и плазменной наплавками.

Оборудование и методика проведения эксперимента

Механически легированные порошки получали в механореакторе на основе вибромельницы гирационного типа по режимам, указанным в [10]. Микротвердость образцов измеряли по стандартной методике с помощью микротвердомера «Indentec ZHV».

Селективное лазерное сплавление реализовывали на принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Размер образцов составлял 10×10×5 мм. Печать проводили в среде защитного газа аргона.

Плазменную наплавку порошковых материалов выполняли на установке EuTronic GAP 2501 DC с горелкой GAP E150P на следующих режимах работы оборудования: ток – 45 А, подача порошка – 5 г/мин, скорость наплавки – 5 см/мин.

Дуговую наплавку производили на сварочном роботе Fanuc M-710IC/50. Режимы наплавки: напряжение – 17,5 В, ток – 105 А, подача проволоки – 2,6 м/мин, диаметр проволоки – 1,2 мм, скорость наплавки – 30–60 см/мин. В качестве основного материала использовали сталь 12X18H10T.

Травление образцов из нержавеющей стали осуществляли растворами, состоящими из 75 % HCl + 25 % HNO₃ и 75 % HCl + 25 % HNO₃ + CuCl₂, из низколегированной стали – 3 %-ным раствором азотной кислоты. Микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе МКИ-2М, микроскринере МС ЛабоМет-1.

Результаты экспериментов

Структура образцов, полученных послойной печатью методом селективного лазерного сплавления (СЛС)

Исследования, направленные на изучение возможности применения механически легированных порошков на основе металлов для производства изделий послойной печатью методом СЛС, находятся на начальной стадии. К настоящему времени однозначно установлено, что вышеуказанные порошки по морфологии, размеру и текучести соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам этого класса. При этом принципиальная разница в структуре, фазовом составе, количестве и размере частиц упрочняющих фаз, видах упрочнения механически легированного порошка 12X18H10 и его аналога (порошок 316 L) оказывает влияние на структуру и свойства материалов, получаемых послойной печатью. Как в случае получения покрытий газотермическими способами напыления, так и при производстве изделий (материалов) послойной печатью методом СЛС наличие в механически легированных порошках наноразмерных, тугоплавких, термодинамически стабильных частиц оксидов и карбидов обеспечивает модифицирующий эффект, уменьшающий высокую склонность материалов к образованию ярко выраженной дендритной структуры и сильной анизотропии. Не останавливаясь на факторах, вызывающих формирование такой структуры и представленных в [9, 11, 12], отметим, что в нашем случае материал, изготовленный из порошка стали 316 L, имеет классическое строение (рис. 1). В поперечном сечении, перпендикулярном плоскости перемещения лазерного луча, формируется крупнозернистая дендритная структура, в которой вытянутые зерна проходят через образец толщиной 5 мм, начиная от подложки и заканчивая на его поверхности. В продольном сечении образца столбчатые зерна имеют форму, близкую к равноосной, диаметром 80–160 мкм. Это значение сопоставимо с размером зерна стали, произведенной методами классической металлургии.

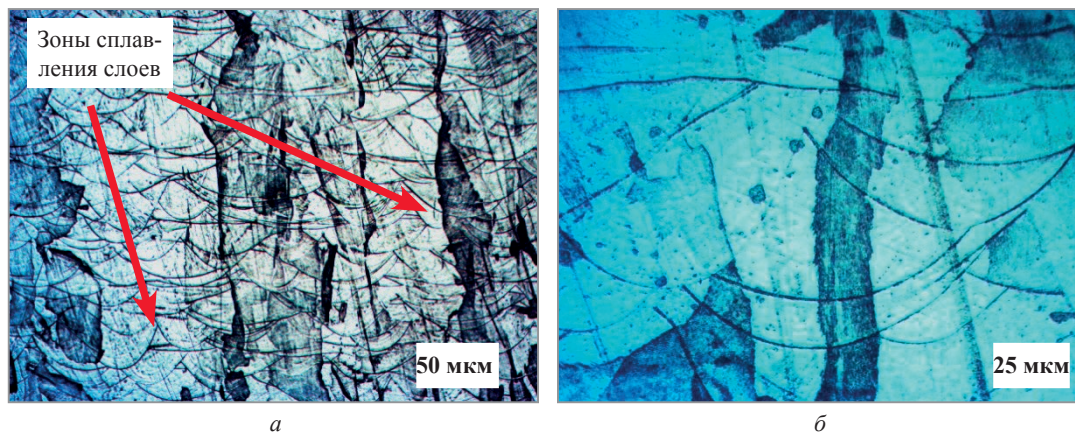


Рис. 1. Структура образца из порошка марки 316 L в поперечном сечении

Образование подобной структуры во многом обусловлено условиями реализации технологического процесса селективного лазерного сплавления, которые способствуют эпитаксиальному росту зерен.

К немногочисленным способам, позволяющим управлять структурой объекта, формируемого технологией СЛС, можно отнести применение специальных материалов, содержащих компоненты-модификаторы, введение которых сопровождается уменьшением среднего размера зерен и приобретением ими более правильной формы. Как показали результаты, представленные ниже, к таким материалам можно отнести порошки, синтезируемые способом реакционного механического легирования.

Структура материалов, полученных из механически легированных порошков, количественно и качественно заметно отличается от вышеприведенной. В данном случае в поперечном сечении сквозные столбчатые кристаллы отсутствуют или состоят из субзерен (фрагментов) с большеугловыми (более 5°) границами разориентировки. В этом случае, как правило, основой микроструктуры материалов являются ограниченные с четырех сторон зерна, несколько вытянутые в направлении роста формируемого изделия (рис. 2). Отношение их высоты к ширине не превышает 3. Диаметр зерен в материале из механически легированного порошка по сравнению с произведенным из порошка стали 316L в 1,5–2,0 раза меньше.

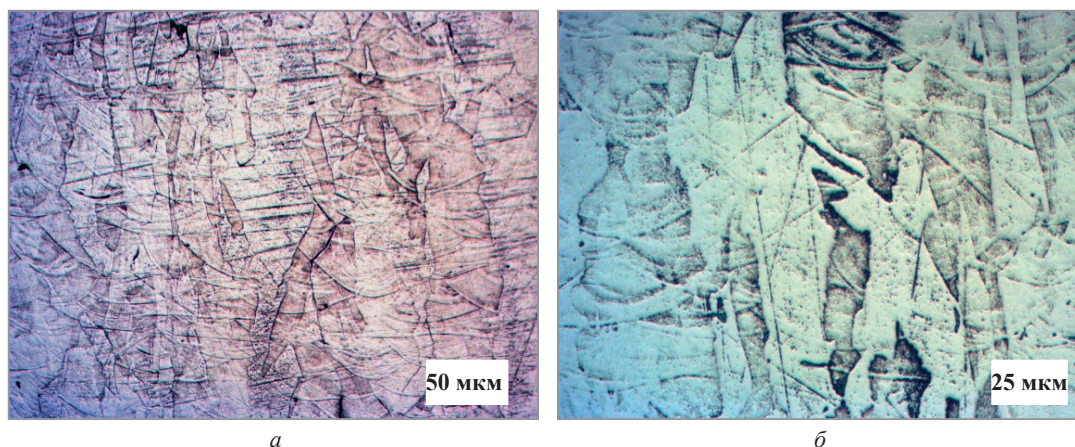


Рис. 2. Структура образца в поперечном сечении из порошка марки 12X18N10, полученного реакционным механическим легированием

Общей особенностью, характерной как для разработанного, так и для серийно выпускаемого материала, является наличие в структуре образцов большого количества зерен, состоящих из «фрагментов», образовавшихся в результате двойникования (рис. 3). Природа формирования этих зерен на данный момент не изучена.

Приведенные выше особенности строения образцов из стали 12X18N10, обусловленные применением механически легированного порошка, вызывающего эффект модифицирования, однозначно подтверждающегося измельчением структуры, должны оказывать заметное влияние на механические свойства материала. Поскольку исследования выполняли на образцах размером $10 \times 10 \times 5$ мм, провести комплексное изучение свойств не удалось. Работа в этом направлении была ограничена исследованием

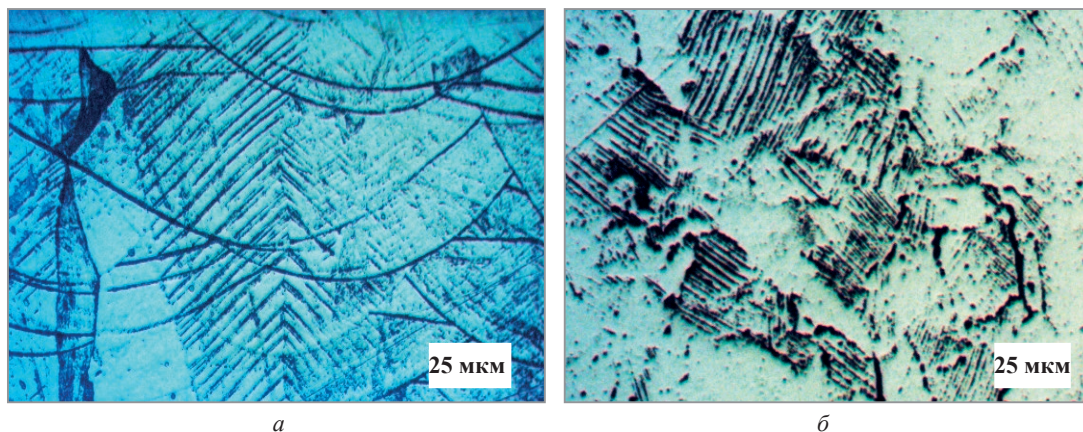


Рис. 3. Структура поперечного сечения кристаллов материалов из порошков стали 316L (а) и механически легированного (б) микротвердости сталей 12Х18Н10 и 316L как непосредственно после печати образцов, так и после отжига в течение 2 ч в широком интервале температур, верхнее значение которых достигало 900 °С (рис. 4).

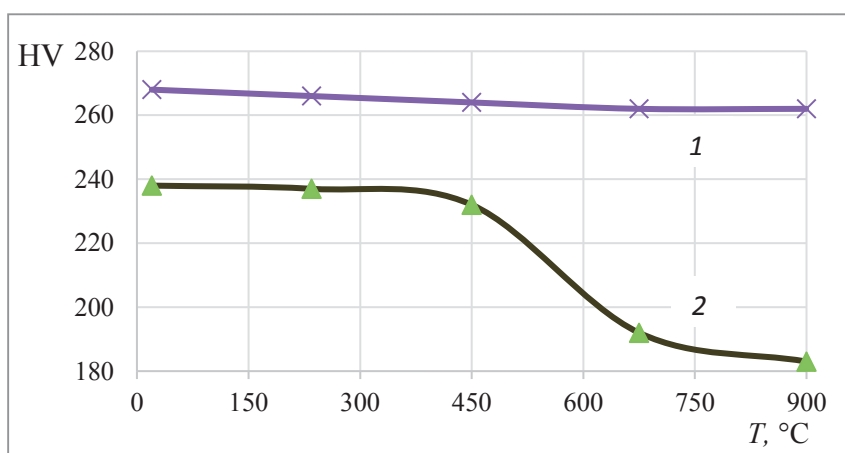


Рис. 4. Влияние температуры отжига на твердость сталей 12Х18Н10 (1) и 316L (2), полученных по технологии селективного лазерного сплавления

Установлено, что как в исходном состоянии, так и после отжига стали существенно отличаются по твердости. При этом ее значения всегда выше у стали 12Х18Н10. Отличительной особенностью также является высокая стойкость материала против отжига. Так, исходное значение твердости, равное 270 HV₂₅, сохраняется и после длительного термического воздействия при 900 °С. Это однозначно указывает на наличие дисперсного и зернограничного упрочнений, вызванных наноразмерными включениями термически стабильных упрочняющих фаз. Отсутствие зависимости твердости этой стали от температуры отжига позволяет сделать обоснованный вывод о ее высокой жаропрочности.

В то же время для стали 316L, имеющей в исходном состоянии твердость 240 HV₂₅, нагрев выше 450 °С сопровождается заметным снижением значения данной характеристики и после отжига при температуре 900 °С она не превышает 180 HV. Основная причина уменьшения твердости в этом случае – снятие внутренних напряжений, возникших при производстве образцов. Это явление подобно разупрочнению, имеющему место при нагреве сварных соединений.

Структура образцов, полученных плазменной порошковой наплавкой

Применение механически легированных порошков оказывает положительное влияние на структуру и свойства образцов, синтезируемых способом СЛС. Однако данная технология отличается низкой производительностью процесса, возможностью получения изделий относительно небольшого размера и их высокой себестоимостью. В этом отношении перспективным способом получения трехмерных изделий может стать плазменная порошковая наплавка [13, 14]. В настоящее время данный способ получения трехмерных изделий находит все большее применение наряду с электродуговой наплавкой в среде защитных газов [7]. Плазменная дуга позволяет формировать изделия из большинства конструкционных

материалов, включая медные и титановые сплавы [15, 16], нержавеющие стали [17]. Разрабатываются гибридные способы, сочетающие в себе плазменную и лазерную наплавки [18], что обеспечивает существенное увеличение производительности процесса. На основании этого была изучена возможность применения разработанных механически легированных порошков для изготовления изделий плазменной наплавкой. Результаты сравнивали с данными, полученными при изучении образцов из серийно выпускаемого порошка стали марки 316L.

Микроструктура образцов показала, что в общем их строение не отличается от строения образцов, напечатанных способом селективного лазерного сплавления. Для них также характерна крупнозернистая структура, состоящая из сильно вытянутых зерен, кристаллизующихся преимущественно в направлении, обратном теплоотводу (рис. 5). Однако следует отметить, что механизмы формирования крупнозернистой структуры при СЛС и плазменной наплавке принципиально отличаются. В случае СЛС небольшие объемы металла каждого наплавляемого слоя, толщина которого не превышает 50 мкм, находятся в расплавленном состоянии доли секунды. По этой причине образование крупных вытянутых зерен может реализовываться лишь путем эпитаксиального роста, о чем и свидетельствует микроструктура образцов (см. рис. 1, 2). При плазменной же наплавке образование каждого слоя сопровождается значительным тепловложением в основной материал и перегревом наплавляемого порошка. Объем расплавленного металла при этом на порядок больше, чем в первом случае. Это способствует более медленной кристаллизации и остыванию каждого слоя, что создает условия для роста зерна и образования крупных дендритов (рис. 5).

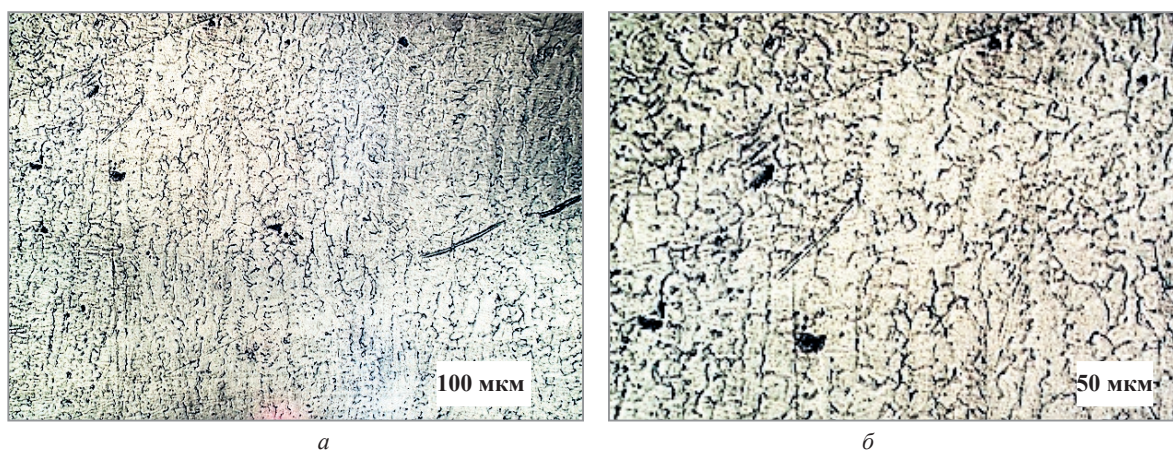


Рис. 5. Структура материала, полученного плазменной наплавкой механически легированного порошка 12X18Н10

Структура образцов, полученных плазменной наплавкой серийно выпускаемого материала, существенно не отличается от структуры образцов из разработанного порошка. В обоих случаях она сформирована из зерен, средний размер которых в поперечном сечении составляет около 30 мкм. При этом отсутствие существенного измельчения структуры при плазменной наплавке механически легированного порошка в отличие от структуры образцов, полученных методом СЛС, очевидно, обусловлено более медленным остыванием слоев.

Среднее значение твердости образцов, полученных плазменной наплавкой разработанного материала, составило 272 HV₂₅, а наплавленного металла из серийно выпускаемого порошка – 210 HV₂₅. Данные значения сохраняются и после длительного отжига при температуре 900 °С.

Изучение влияния режимов многослойной дуговой наплавки на структуру изделий

Поскольку крупнозернистая структура отрицательно влияет на прочностные характеристики материала, поиск путей, позволяющих измельчить зерно, остается актуальной задачей. Одним из направлений, позволяющих улучшить структуру и свойства изделий, получаемых послойной наплавкой с использованием высокоэнергетических источников нагрева (плазменная наплавка, дуговая наплавка в среде защитных газов), является подбор технологических параметров процесса формирования изделия.

Как показали результаты исследования, микроструктура образцов, полученных способом плазменной наплавки, близка к структуре образцов, изготовленных многослойной дуговой наплавкой в среде защитных газов (рис. 5, 6). Форма, размер зерен и его изменение по сечению слоя, а также направление кристаллизации свидетельствуют о том, что энергетические условия формирования изделий в обоих

случаях приблизительно одинаковы. Исходя из этого, дальнейшее изучение влияния технологических условий послойного нанесения материала на структуру формируемого изделия проводили с использованием дуговой наплавки в среде защитных газов.

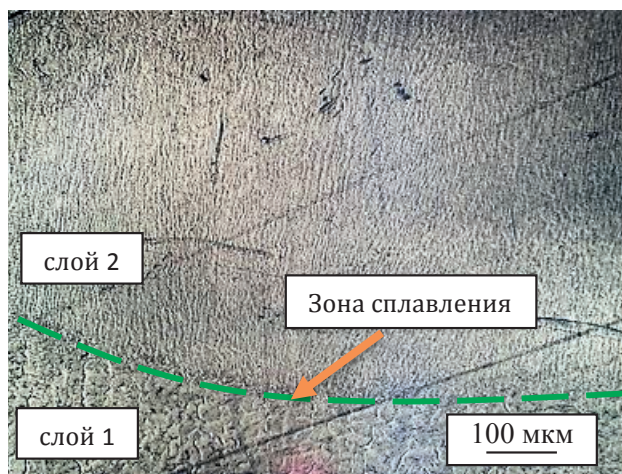


Рис. 6. Структура металла, полученного дуговой наплавкой в среде защитных газов

Изучение микроструктуры поперечного сечения многослойных образцов позволило установить, что наиболее мелкое зерно формируется в непосредственной близости к основному материалу на участке протяженностью до 0,5 мм, где размер кристаллов в поперечном сечении составляет не более 25 мкм, а в продольном достигает нескольких диаметров. В данной области зерно сохраняет постоянную величину, а с удалением от нее начинает увеличиваться. При этом для дуговой наплавки характерно наличие четкой зоны сплавления двух слоев, что не свойственно плазменному способу.

Мелкозернистая структура вблизи зоны сплавления обусловлена наибольшей скоростью охлаждения благодаря интенсивному теплоотводу в основу. В процессе наплавки подложка постепенно нагревается и скорость охлаждения наплавляемого материала снижается, что создает благоприятные условия для роста зерна в верхней части слоя.

Из полученных данных следует, что образование более мелкого зерна возможно в случае интенсивного отвода тепла из области построения. Аналогичный эффект должен достигаться при уменьшении объема металла, наплавляемого за один проход. В этом случае будет сокращаться количество энергии, подводимой в зону построения, что позволит ускорить процесс кристаллизации и остывания наплавленного слоя в критическом интервале температур. Подтверждением этому являются результаты исследований, направленных на изучение влияния скорости наплавки на структуру материала. Они показали, что с увеличением скорости с 30 до 60 см/мин размер зерна может быть уменьшен в 2–3 раза. В данном случае с увеличением скорости перемещения сварочной ванны уменьшаются объем наплавляемого металла, а также количество энергии, затраченное на формирование каждого миллиметра слоя, что ускоряет процесс остывания и предотвращает образование крупных дендритов.

Согласно данным литературы, с увеличением скорости формирования изделия (сокращением временного интервала между наложением слоев, следующих друг за другом) размер зерен должен увеличиваться. Это объясняется их эпитаксиальным ростом, а также более медленным охлаждением. В ходе проведенных исследований было установлено, что для выбранных способов наплавки и технологических параметров процесса наблюдается обратная зависимость.

Сокращение интервала между формированием каждого последующего слоя с 30 до 0 с при неизменной скорости наплавки в целом способствует образованию слоев с меньшим размером зерна (рис. 7). Данный эффект объясняется увеличением степени переплавки предыдущего слоя, нагретого до более высокой температуры. Это приводит к сохранению лишь прикорневой области, отличающейся относительно небольшим размером кристаллов. Эпитаксиального роста зерен в данном случае не наблюдается.

Данные результаты указывают на то, что измельчения зерна можно достичь не только более интенсивным теплоотводом от изготавливаемого изделия, но и поддержанием более высокой температуры в верхнем слое изделия, являющегося подложкой. Вероятно, аналогичный эффект будет достигнут при увеличении силы сварочного тока, что также будет способствовать более глубокому проплавлению и переплавке крупнозернистой части слоя.

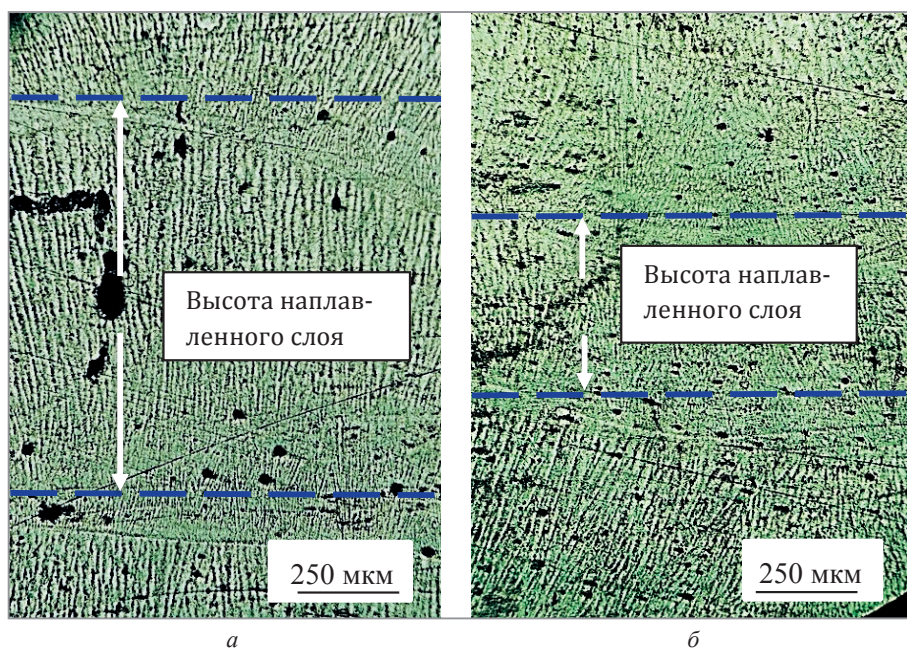


Рис. 7. Структура образцов, полученных многослойной наплавкой:
a – интервал времени между наплавкой слоев 30 с; *б* – интервал времени между наплавкой слоев 0 с

Установлено, что на всех образцах, полученных дуговой и плазменной наплавками, в периферической области наплавленного слоя формируется мелкозернистая структура с правильной формой зерен. Наименьший размер они имеют на расстоянии до 0,2 мм от крайней внешней границы наплавленного металла (рис. 8). В этой области размер зерен не превышает 25 мкм.

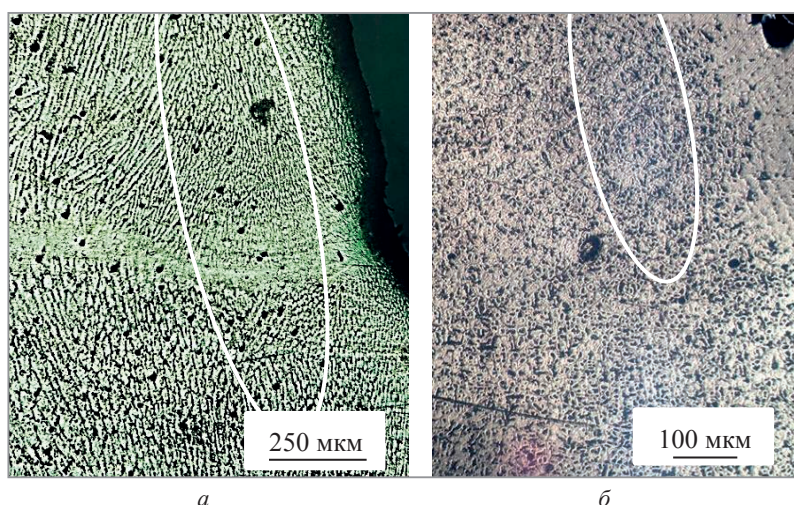


Рис. 8. Зона образования мелких равноосных зерен при плазменной и дуговой наплавках:
a – дуговая наплавка; *б* – плазменная наплавка

Формирование такой зоны обусловлено быстрым охлаждением металла в результате теплообмена с окружающей средой. С большой долей вероятности можно предположить, что, используя локальное интенсивное охлаждение, возможно существенно увеличить глубину данной области. К примеру, это может быть достигнуто применением дополнительного концентрированного подвода защитного газа с низкой температурой.

Выводы

1. Изделия, получаемые способами селективного лазерного сплавления, плазменной наплавкой и наплавкой в среде защитных газов, имеют схожее строение. Во всех случаях основу синтезируемых объектов составляют крупные вытянутые зерна с соотношением диаметра к длине не менее 1/3.
2. Применение механически легированных композиционных комплексно-упрочненных порошков для получения трехмерных объектов способом селективного лазерного сплавления позволяет измельчить

зерно компактного материала, тем самым улучшив механические и эксплуатационные свойства изделий по сравнению с изделиями, синтезированными из серийно выпускаемых порошков.

3. Более высокое значение твердости и жаропрочности изделий из материалов, полученных по технологии реакционного механического легирования, обусловлено упрочняющим эффектом, вызванным наличием в синтезированных порошках наноразмерных тугоплавких частиц, стойких против коагуляции и роста при высоких температурах.

4. Измельчения зерна в наплавляемом металле при послойном синтезе изделий способами дуговой наплавки в среде защитных газов и плазменной наплавки можно достичь, используя различные технологические приемы, включая более интенсивное охлаждение кристаллизующегося металла шва, уменьшение объема металла, наплавляемого за один проход, а также повышение температуры основы в области построения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Additive manufacturing and foundry innovation / S. Yu-sheng [et al.] // *China Foundry*. 2021. Vol. 18. P. 286–295.
2. **Gebhardt, A.** Additive Manufacturing 3D Printing for Prototyping and Manufacturing / A. Gebhardt, J-S. Hötter // *Hanser Publications*. 2016. 606 p.
3. Mastering 3D Printing [Electronic resource]. Mode of access: <https://www.pdfdrive.com/mastering-3d-printing-e32990869>. Date of access: 23.01.2023.
4. **Yap, C.Y.** Review of selective laser melting: Materials and applications / C. Y. Yap // *Applied Physics Reviews*. 2015. Vol. 2.– P. 041101.1–041101.21.
5. Review on surface characteristics of components produced by direct metal deposition process / K. S. Pratheesh [et al.] // *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*. 2022. Vol. 16. Iss. 4. P. 9197–9229.
6. Advanced Additive Manufacturing [Electronic resource]. Mode of access: <https://www.intechopen.com/books/10974>. Date of access: 19.02.2023.
7. **Treutler, K.** The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM): A Review / K. Treutler, V. Wesling // *Applied Sciences*. 2021. Vol. 11(18), 8619. P. 1.
8. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy [et al.] // *Progress in Materials Science*. 2018. № 92. P. 112–224.
9. **Ловшенко, Ф. Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2019. 405 с.
10. **Ловшенко, Г. Ф.** Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // *Вестн. Беларус.-Рос ун-та*. 2007. № 4. С. 72–80.
11. **Ловшенко, Ф. Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2013. 216 с.
12. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
13. **Zhang, H.** Fundamental study on plasma deposition manufacturing/ H. Zhang, J. Xu, G. Wang // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 171(1–3). P. 112–118.
14. **Xinhong, X.** Directly Manufacturing Mouse Mold by Plasma Deposition Manufacturing / X. Xinhong, C. Jialin, Q. Dunmiao // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 941–944. P. 2190–2193.
15. 3D plasma metal deposition for processing multi material Titanium parts / K. Hoefler [et al.] // *Welding International*. 2021. Vol. 35, Iss.1–3. P. 12–15.
16. **Hoefler, K.** Additive Manufacturing of Titanium Parts Using 3D Plasma Metal / K. Hoefler, P. Mayr // *Materials Science Forum*. 2018. Vol. 941. P. 2137–2141.
17. Fabrication of SS316L to Ni80Cr20 graded structures by 3D plasma metal deposition / K. Hoefler [et al.] // *Welding in the World*. 2020. Vol. 64. P. 1307–1311.
18. **Fanrong, K.** Numerical Simulation of Transient Multiphase Field During Hybrid Plasma-Laser Deposition Manufacturing / K. Fanrong, Z. Haiou, W. Guilan // *Journal of Heat Transfer*. 2008. Vol. 130. P. 112101-1–112101-7.

REFERENCES

1. **Yu-sheng S. et al.** Additive manufacturing and foundry innovation. *China Foundry*, 2021, vol. 18, pp. 286–295.
2. **Gebhardt A., Hötter J-S.** Additive Manufacturing 3D Printing for Prototyping and Manufacturing. *Hanser Publications*, 2016, 606 p.
3. Mastering 3D Printing [Electronic resource]. Mode of access: <https://www.pdfdrive.com/mastering-3d-printing-e32990869>. Date of access: 23.01.2023.
4. **Yap C.Y.** Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, pp. 041101.1–041101.21.
5. **Pratheesh K.S. et al.** Review on surface characteristics of components produced by direct metal deposition process. *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*, 2022, vol. 16, Iss. 4, pp. 9197–9229.
6. <https://www.intechopen.com/books/10974>. Date of access: 19.02.2023.
7. **Treutler K., Wesling V.** The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Applied Sciences*, 2021, vol. 11(18), 8619, P. 1.
8. **DebRoy T.** Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, no. 92, pp. 112–224.

9. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** *Mehanicheski legirovannye zharoprochnye poroshki dlja proizvodstva izdelij additivnymi tehnologijami* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the production of products by additive technologies]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2019, 405 p.
10. **Lovshenko G.F., Lovshenko Z.M., Habibullin A.I.** Vysokoeffektivnyj apparat dlja reakcionnogo mehanicheskogo legirovanija metallicheskih sistem [Highly efficient apparatus for reactive mechanical alloying of metal systems]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2007, no. 4, pp. 72–80.
11. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Kompozicionnye nanostrukturnye mehanicheski legirovannye poroshki dlja gazotermicheskij pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for gas-thermal coatings]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2013, 216 p.
12. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G., Hina B.B.** *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructural mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2008, 679 p.
13. **Zhang H., Xu J., Wang G.** Fundamental study on plasma deposition manufacturing. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 171(1–3), pp. 112–118.
14. **Xinhong X., Jialin C., Dunmiao Q.** Directly Manufacturing Mouse Mold by Plasma Deposition Manufacturing. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 941–944., pp. 2190–2193.
15. **Hoefler K.** 3D plasma metal deposition for processing multi material Titanium parts. *Welding International*, 2021, vol. 35, Iss. 1–3, pp. 12–15.
16. **Hoefler K., Mayr P.** Additive Manufacturing of Titanium Parts Using 3D Plasma Metal. *Materials Science Forum*, 2018, vol. 941, pp. 2137–2141.
17. **Hoefler K.** Fabrication of SS316L to Ni80Cr20 graded structures by 3D plasma metal deposition. *Welding in the World*, 2020, vol. 64, pp. 1307–1311.
18. **Fanrong K., Haiou Z., Guilan W.** Numerical Simulation of Transient Multiphase Field During Hybrid Plasma-Laser Deposition Manufacturing. *Journal of Heat Transfer*, 2008, vol. 130, pp. 112101-1–112101-7.