

DOI: 10.24412/2077-8481-2025-3-72-82

УДК 55.09.43

А. С. ФЕДОСЕНКО, канд. техн. наук, доц.

А. С. ОЛЕНЦЕВИЧ

Е. Ю. ДЕМИДЕНКО

Белорусско-Российский университет (Могилев, Беларусь)

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОГО ПОРОШКА

Аннотация

Представлены результаты исследований, направленных на установление влияния условий механо-синтеза на характеристики получаемого порошка. Определены режимы, обеспечивающие получение материала с рациональным содержанием фракции 25...50 мкм. Приведены результаты, демонстрирующие влияние режимов послойного синтеза стали аустенитного класса из механически легированного порошка на ее микроструктуру и твердость. Установлены предпочтительные параметры работы оборудования, обеспечивающие повышенную производительность печати при сохранении высокого качества получаемых образцов.

Ключевые слова:

реакционное механическое легирование, аддитивное производство, порошки для послойного синтеза, селективное лазерное сплавление, SLM, микроструктура, микротвердость.

Для цитирования:

Федосенко, А. С. Влияние режимов селективного лазерного сплавления на микроструктуру и свойства высоколегированной стали аустенитного класса, полученной из механически легированного порошка / А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич, Е. Ю. Демиденко // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2025. – № 3 (88). – С. 72–82.

Введение

Ежегодно аддитивные технологии делают существенный шаг вперед. Совершенствуются технологические процессы и оборудование, разрабатываются новые материалы, включая металлические порошки для послойного синтеза способами селективного лазерного спекания, селективного лазерного сплавления, лазерной наплавки [1–3]. При этом до настоящего времени остается ряд нерешенных проблем. К примеру, для способа селективного лазерного сплавления (SLM) актуальным является решение вопросов, связанных с низкой производительностью процесса, а также пониженной прочностью изделий, обусловленной формированием грубой крупнозернистой структуры [4].

Измельчение микроструктуры синтезируемых материалов может быть достигнуто использованием порошков, содержащих термодинамически стабильные фазы, которые в процессе послойной наплавки способны выполнять функцию модификаторов. В качестве таких исходных материалов перспективны порошки, получаемые способом реакционного механического легирования [5, 6]. В то же время увеличение производительности процесса может быть достигнуто путем оптимизации режимов послойного синтеза.

Далее будут представлены результаты исследований, направленных на изучение влияния условий механо-синтеза на характеристики получаемых порошков, а также влияния технологических параметров процесса

послойного синтеза изделий из них на микроструктуру и свойства получаемых компактных материалов.

Методика проведения эксперимента

Для получения опытных образцов компактных материалов использовали два порошка, близкие по химическому составу, но отличающиеся способом получения. Один был изготовлен промышленным способом распыления струи расплава инертным газом, а второй – способом реакционного механического легирования.

Исходными компонентами для получения разрабатываемого порошка служили стандартные порошки: железа – ПЖРВ (ГОСТ 9849–86), никеля – ПНК-ОНТ2 (ГОСТ 9722–79), железо-хромистого сплава – ПХ30-1 (ГОСТ 13084–88), технического углерода – ПМ-100 (ГОСТ 7885–86).

Механосинтез осуществлялся на следующих режимах работы оборудования: ускорение размалывающих тел $a_n = 135 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$; степень заполнения полевой камеры шарами $\varepsilon = 75 \%$; время обработки $t = 6 \dots 10 \text{ ч}$; отношение объемов размалывающих тел и шихты $k = 12$; температура в камере – $20 \text{ }^\circ\text{C} \dots 80 \text{ }^\circ\text{C}$. Обработка проводилась в механореакторе на основе вибромельницы гиационного типа [7]. Микротвердость порошков и плазменных покрытий измеряли по стандартной методике по методу Виккерса с помощью микротвердомеров Indentec ZHV (Германия).

Синтезированные материалы подвергались отжигу при температуре $250 \text{ }^\circ\text{C}$ с целью приближения их фазового состава к равновесному [8].

Исследованию подвергались образцы размером $10 \times 10 \times 10 \text{ мм}$, полученные послойной наплавкой методом SLM на промышленном принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Для печати использовали порошок с размером частиц $25 \dots 63 \text{ мкм}$. Скорость сканирования изменялась в интервале

$800 \dots 1300 \text{ мм/с}$; мощность луча составляла $249 \dots 340 \text{ Вт}$. В качестве защитной среды использовался аргон. Толщина оплаваемого слоя порошка составляла 30 и 40 мкм. Основная часть исследований выполнялась на нетравленных образцах. В ряде случаев после шлифования и полирования образцы подвергались травлению в растворе состава $30 \text{ мл HCl} + 15 \text{ мл HNO}_3 + 10 \text{ г AlCl}_3 + 50 \text{ мл H}_2\text{O}$.

Порошки для послойного синтеза высоколегированной стали

Установлено, что синтезированные порошковые материалы состоят из частиц правильной формы с развитой поверхностью, что обусловлено особенностями процесса формирования материала в ходе обработки в механореакторе. При этом необходимо отметить, что сложность рельефа образующихся гранул зависит от многих факторов, среди которых наибольшее влияние оказывают природа исходных компонентов и степень установившегося динамического равновесия, при котором процессы разрушения частиц и образования из появившихся осколков новых конгломератов существенно замедляются.

Изучение процесса формирования частиц в ходе механического легирования показало, что характеристики применяемых исходных компонентов, используемых для получения порошка, обеспечивают активное протекание основных стадий механосинтеза, включая интенсивную пластическую деформацию, измельчение и гомогенизацию исходных компонентов на первом этапе, а также последующее объединение фрагментов по ювенильным поверхностям и установление относительного динамического равновесия между процессами измельчения и конгломерации. Благодаря этому формируется материал, гранулы которого отличаются равномерным на субмикроструктурном

уровне распределением компонентов (рис. 1), что обеспечивает однородность их свойств, а также гарантирует одно-

родность свойств материалов, получаемых в процессе последующей переработки в изделие.

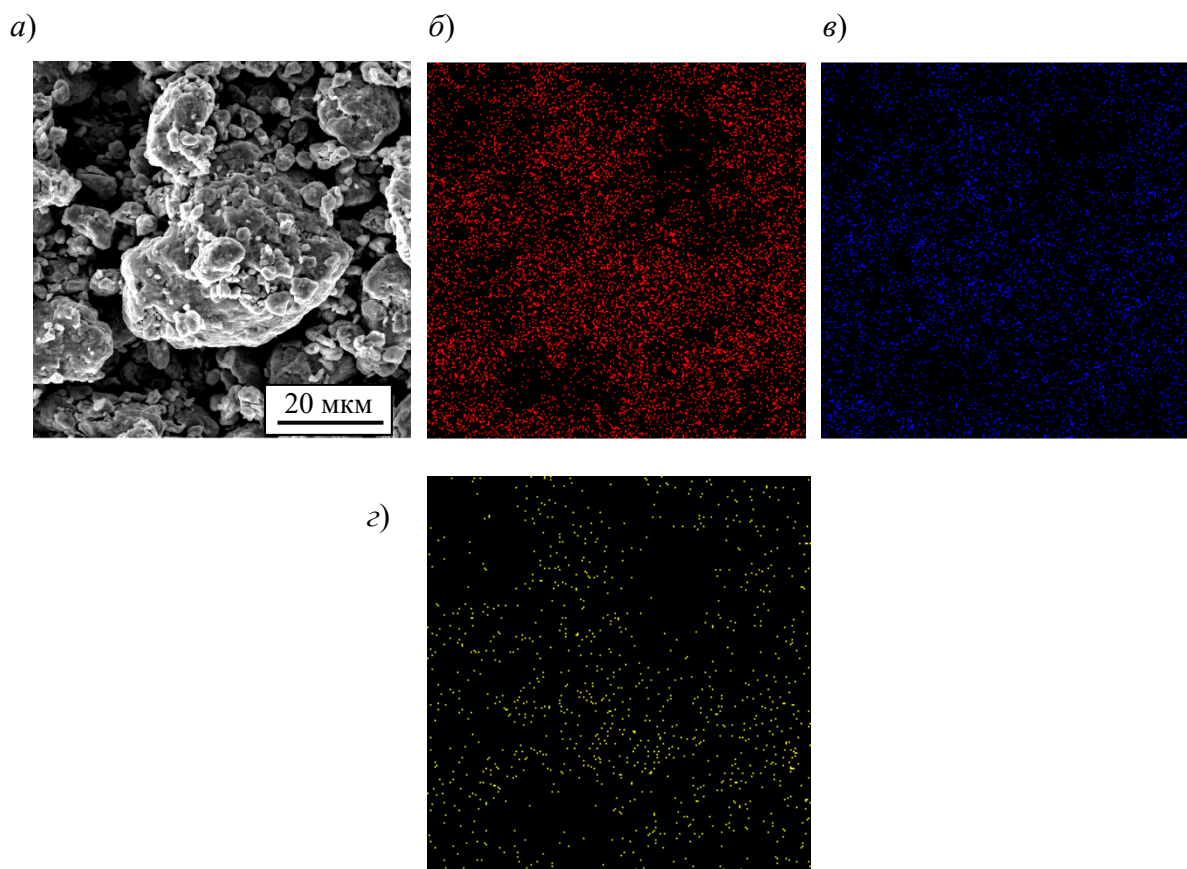


Рис. 1. Топография поверхности частиц порошка 12X18H10 (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в них: а – топография поверхности частиц; б – Fe; в – Cr; г – Ni

Вследствие склонности материала рассматриваемой композиции к значительному упрочнению в процессе холодной пластической деформации, обусловленному наклепом, в результате механического легирования формируется порошок, основная доля частиц которого имеет размер не более 80 мкм (рис. 2). При этом необходимо отметить, что на соотношение количества частиц определенной фракции существенное влияние оказывают технологические параметры процесса, отвечающие за энергонапряженность [6], а также ряд других факторов.

Установлено, что существенное влияние на гранулометрический состав

оказывает температура стенок камеры механореактора. Увеличивая температуру жидкости, подаваемой в охлаждающий контур камеры, средний размер частиц может быть значительно смещен в область более крупных фракций (рис. 3).

Как видно (см. рис. 3), с увеличением температуры количество частиц с размером менее 25 мкм существенно снижается, а содержание частиц с размером 25...50 мкм заметно увеличивается.

Исходя из предварительных исследований, были проведены эксперименты, позволившие установить совместное влияние на гранулометрический состав

порошков длительности механосинтеза и температуры охлаждающей жидкости (рис. 4).

На первом этапе методом однофакторного эксперимента исследовали влияние каждого из факторов.

На основании полученных результатов был реализован двухфакторный эксперимент с применением централь-

ного ортогонального композиционного плана второго порядка. По результатам проведенного эксперимента получены математическая модель, имеющая вид

$$y = 42,6 + 8,83x_1 - 13,2x_2 + 6,2x_2^2,$$

а также ее графическая интерпретация (рис. 5).

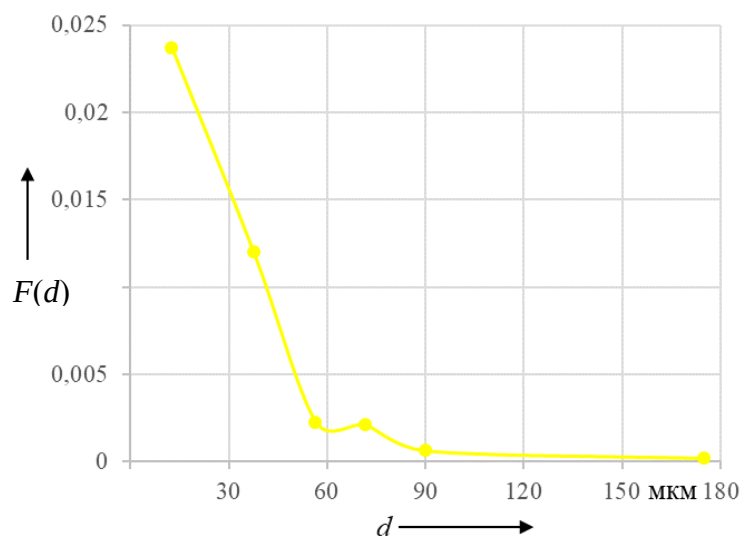


Рис. 2. Гранулометрический состав синтезированного порошка высоколегированной стали: $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 8\text{ ч}$

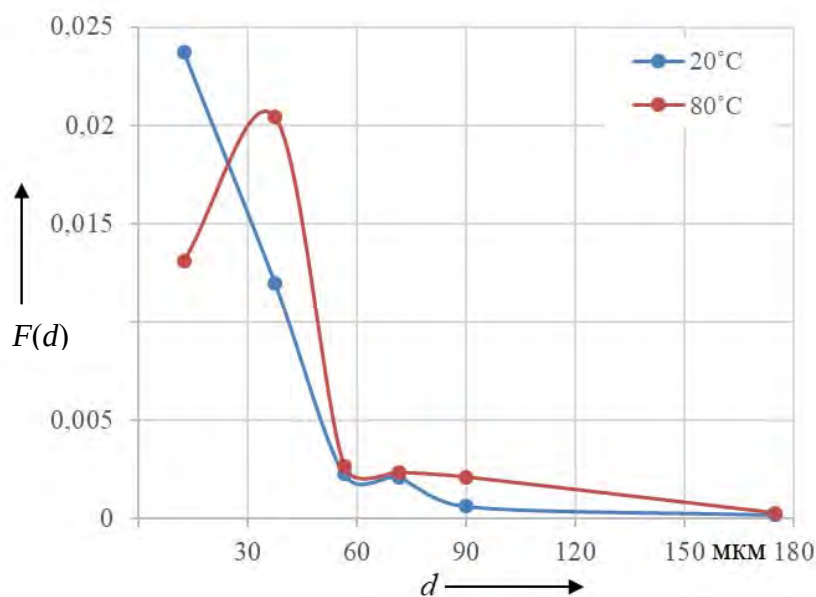


Рис. 3. Влияние температуры стенок камеры механореактора на гранулометрический состав порошка: $t = 8\text{ ч}$

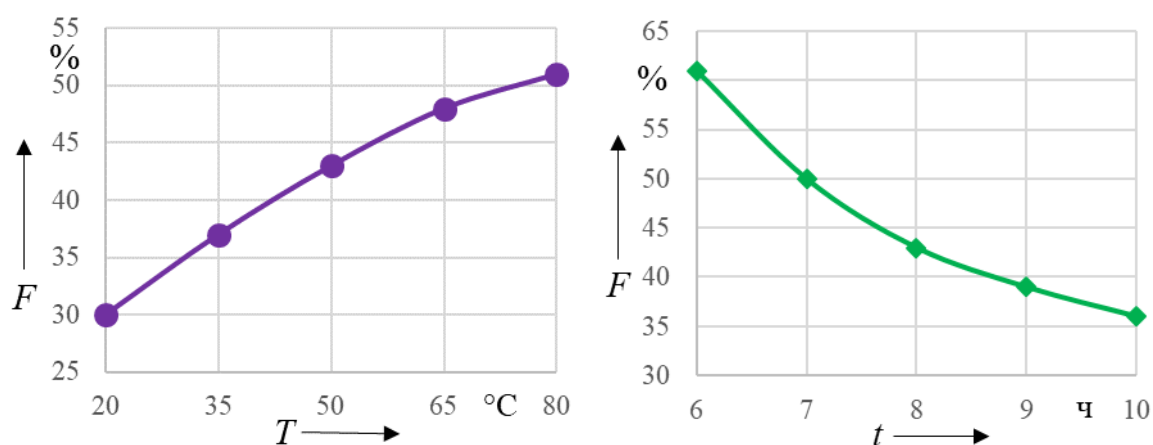


Рис. 4. Влияние условий механосинтеза на содержание фракции порошка 25...50 мкм: $t = 8$ ч; $T = 50$ °C

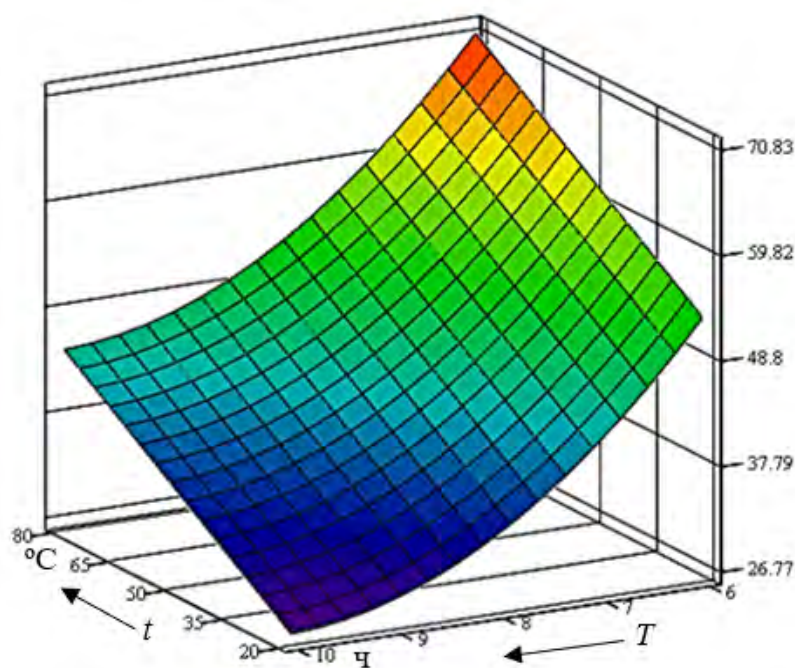


Рис. 5. Изменение содержания фракции 20...50 мкм порошка высоколегированной стали 12X18H10 в зависимости от длительности механосинтеза и температуры жидкости в рубашке охлаждения

Исходя из полученных данных, следует, что для получения максимального количества порошка фракции 25...50 мкм, наиболее часто используемой в серийно выпускаемых принтерах, работающих по технологии селективного лазерного сплавления, длительность механосинтеза должна состав-

лять 6 ч, а температура – 80 °C. Однако, с учетом того, что увеличение длительности обработки в механореакторе способствует формированию частиц с менее развитой поверхностью и более высоким комплексом свойств, будет целесообразно увеличение длительности механосинтеза до 7...8 ч.

Структура и свойства компактных материалов, получаемых способом селективного лазерного сплавления

К основными критериям, определяющим качество материала, получаемого послойным синтезом, можно отнести отсутствие дефектов в виде нерасплавленных частиц, пор, оксидных включений. На это влияют скорость перемещения луча и его мощность, концентрация энергии, размер оплавляемых частиц, толщина слоя расплавляемого порошка. Подбор рационального сочетания данных параметров, применительно к конкретному виду материала, способен повысить производительность при сохранении высокого качества изделия.

Исследование микроструктуры образцов, полученных способом СЛС, показало, что применение порошка высоколегированной аустенитной стали, синтезированного по технологии РМЛ, обеспечивает формирование плотных однородных материалов (рис. 6, а), не имеющих отличий в строении от материалов, изготавливаемых из серийно выпускаемого порошка аналогичного класса марки 316L (рис. 6, б).

Микроструктура образцов, напечатанных на базовых режимах из разработанного материала, характеризуется плотностью, приближающейся к 100 %, и однородностью. Дефекты в виде пор, нерасплавленных частиц, трещин микроскопическим анализом не выявляются.

В теле образцов, полученных как из разработанного порошка, так и из серийно выпускаемого, присутствуют хаотично расположенные темные включения, размер которых, как правило, не превышает 10 мкм. С большой долей вероятности можно предположить, что эти включения обогащены кислородом, а их образование происходит в результате окисления мелкодисперсной фракции порошка в процессе печати.

Обработка образцов травителями

показала, что полученная сталь, не подвергавшаяся после послойного сплавления порошка каким-либо дополнительным воздействиям, обладает типичной микроструктурой, характерной материалам, синтезированным способом селективного лазерного сплавления. В продольном сечении образца, лежащем в плоскости, параллельной поверхности модельной плиты, прослеживаются четкие следы траектории движения лазерного луча в процессе сканирования (рис. 7, а). В поперечном сечении следы, образующиеся после сплавления порошка, имеют вид усеченных «лунок».

Профиль лунки, формирующейся после каждого оплавления материала, позволяет оценить объем металла, расплавляемого за один проход лазера, а также глубину проплавления предпоследнего слоя и ширину зоны воздействия луча. Как видно (рис. 7, б), в процессе синтеза происходит повторная переплавка более 50 % объема металла. Это практически полностью исключает возможность детального анализа микроструктуры формируемого образца в границах единичных «дорожек», образующихся при сканировании. Подобная микроструктура идентична у образцов из разработанного и серийно выпускаемого порошков.

Необходимо отметить, что образцы из механически легированного порошка подвергаются травлению хуже, по сравнению с образцами из промышленно выпускаемого материала, что затрудняет получение четкой картины микроструктуры. Данное явление требует дополнительных исследований и будет изучено в дальнейшем.

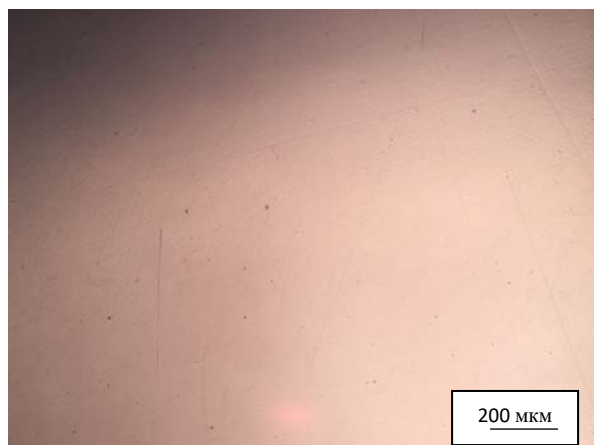
С целью установления рациональных режимов послойного синтеза, обеспечивающих увеличение производительности процесса, было изучено влияние основных параметров печати изделий на их микроструктуру и свойства. Исследовали влияние мощности излучения и скорости сканирования

слоя порошка лазерным лучом на изменение микроструктуры и микротвердость образцов.

Исследования показали, что изменение режимов наплавки в широком ин-

тервале значений переменных факторов не влечет за собой образование в образцах пор или пустот, нерасплавленных частиц, трещин, расслоений и пр.

а)



б)

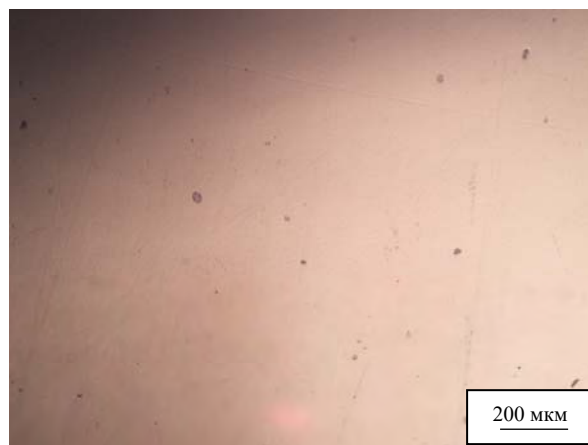
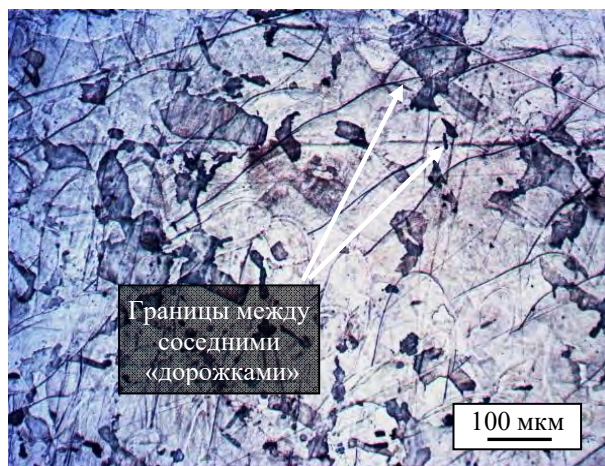


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения нетравленных образцов, полученных послойным синтезом из серийно выпускаемого (а) и механически легированного (б) порошков: скорость перемещения луча – 980 мм/с; толщина слоя – 40 мкм; мощность, потребляемая лазером, – 280 Вт

а)



б)

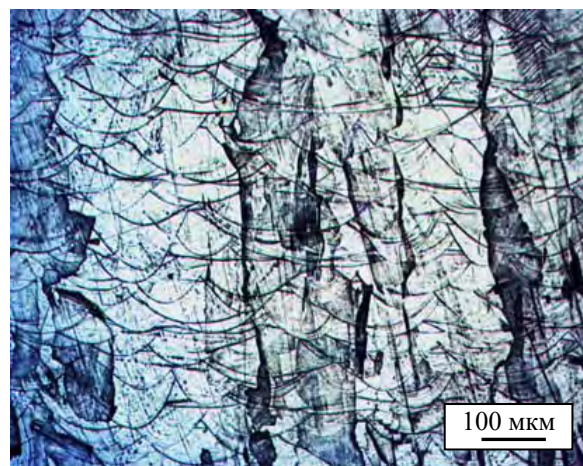


Рис. 7. Микроструктура образцов аустенитной стали, полученной способом селективного лазерного сплавления: а – продольное сечение образца; б – поперечное сечение образца (сталь 316 L)

При этом во всех случаях в синтезированных материалах присутствуют темные включения, представляющие собой оксиды основы и легирующих элементов. С увеличением скорости сканирования и мощности излучения их

количество растёт. Так, при оплавлении слоя порошка толщиной 30 мкм со скоростью перемещения луча 1200 мм/с содержание подобных включений достигает приблизительно 1 % (рис. 8).

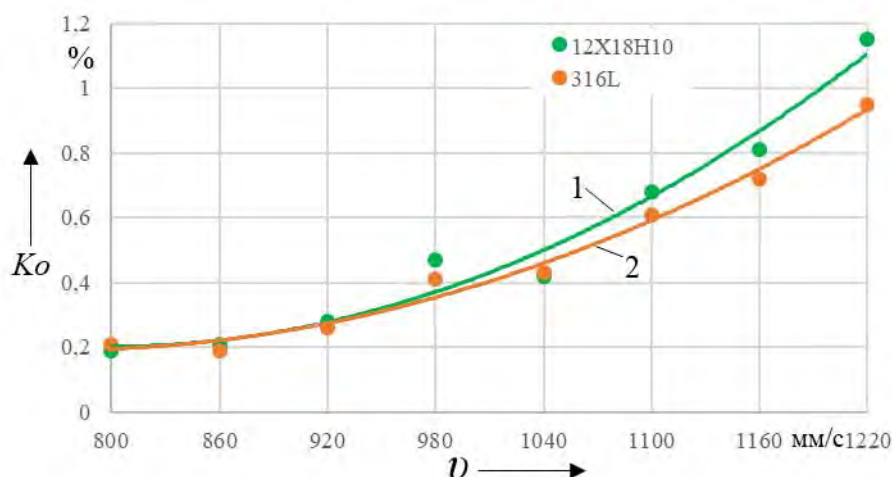


Рис. 8. Изменение содержания оксидных включений в образцах, полученных послойным синтезом из порошков аустенитных сталей, в зависимости от скорости перемещения лазерного луча и способа получения порошка: мощность лазера – 255...290 Вт

Как видно из представленных кривых, увеличение скорости сканирования на 30 %, с 800 до 1040 мм/с, приводит к увеличению площади темных включений, в среднем, на 0,2 %.

При условии, что 0,2 % от общей площади исследуемой поверхности поперечного сечения образца является минимальным значением, характерным для материалов, синтезированных при любых величинах переменных факторов, данный рост можно считать незначительным. Исходя из этого, следует, что без существенного ухудшения микроструктуры материала скорость оплавления слоя (перемещения лазерного луча) может быть увеличена приблизительно на 30 %.

Наблюдаемое на кривой 1 повышенное содержание окисленного материала в образцах из разработанного порошка, вероятнее всего, обусловлено особенностями морфологии частиц, а также присутствием ультратонкой фракции, подвергающейся в процессе плавления перегреву, кипению и, как следствие, интенсивному окислению. В связи с этим снижения содержания кислорода в формируемой наплавке стали из механически легированных

порошков можно достичь, уделив повышенное внимание операциям рассева на фракции, а также технологическим приемам, позволяющим улучшить морфологию поверхности частиц.

Увеличение скорости перемещения лазерного луча более чем на 30 % от базового значения, в совокупности с повышением мощности излучения, демонстрирует ощутимый рост количества оксидной фазы в материале, а также появление дефектов в виде пор, локальных областей с неоднородной микроструктурой (рис. 9), что, вероятнее всего, обусловлено перегревом и кипением жидкого металла в процессе его плавления.

Вышесказанное свидетельствует о том, что существенное влияние на рост количества включений и неоднородность материала оказывает как состав защитной атмосферы в камере, так и предварительная подготовка порошка. Снижение количества остаточного кислорода в защитной среде, несомненно, должно оказать положительное влияние на микроструктуру синтезируемых сталей как из разрабатываемых, так и из серийно выпускаемых порошков.

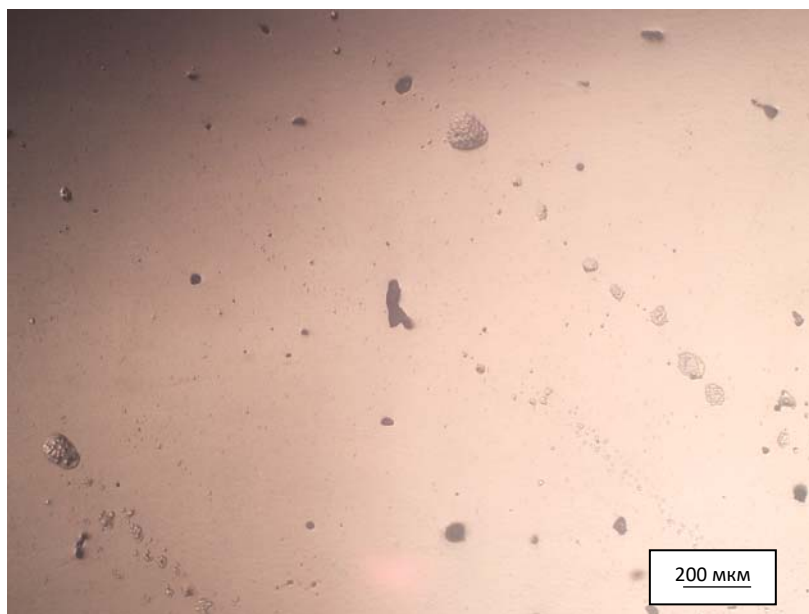


Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения нетравленного образца, полученного послойным синтезом из механически легированного порошка: скорость перемещения луча – 1200 мм/с; толщина слоя – 30 мкм; мощность, потребляемая лазером, – 320 Вт

Дополнительные эксперименты показали, что при сканировании на скоростях более 1000 мм/с мощность лазерного излучения может быть снижена на 15 %...20 % от требуемого значения без потери качества получаемого объекта. При этом подобная корректировка может быть применена и для меньших скоростей сканирования.

Изучение влияния толщины единичного слоя порошка (30/40 мкм) на микроструктуру синтезированных образцов не выявило существенных отличий. В обоих случаях они обладают плотностью, близкой к 100 %. Влияние режимов послойного синтеза на микроструктуру образцов также аналогично.

Исследования микротвердости показали, что ее значение несущественно зависит от режимов наплавки и, в среднем, составляет 300...315 HV, что на 55 %...60 % выше по сравнению с микротвердостью стали, полученной классическим способом.

Заключение

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о перспективности применения способа реакционного механического легирования для получения порошков, позволяющих формировать высококачественные изделия способом селективного лазерного сплавления.

В ходе исследований были получены следующие наиболее важные результаты:

- повышение температуры стенок камеры механореактора до 80 °С позволяет снизить содержание частиц с размером менее 25 мкм, существенно увеличив количество фракции 25...50 мкм и более, что, в свою очередь, дает возможность управлять гранулометрическим составом порошка, адаптируя его под требования технологических процессов при дальнейшей переработке в изделия;

- применение разработанного порошка высоколегированной стали аустенитного класса, полученного способом реакционного механического легирования, позволяет получать изделия, отличающиеся плотностью, близкой к 100 %, а также однородной микроструктурой;
- использование разработанных порошков позволяет увеличить скорость печати до 30 %, по сравнению с предлагаемой базовой скоростью, без потери качества получаемого материала, при этом мощность лазерного излучения

может быть снижена до 20 %;

- толщина единичного слоя порошка при лазерной наплавке не оказывает заметного влияния на микроструктуру получаемого материала;

- микротвердость образцов стали из разработанного механически легированного порошка несущественно зависит от режимов наплавки и, в среднем, составляет 300...315 HV, что на 55 %...60 % выше по сравнению со сталью, полученной классическим способом.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Saprykin, A. A.** Forming a single layer of a composite powder based on the Ti-Nb system via selective laser melting (SLM) / A. A. Saprykin // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – № 140. – P. 1–9.
2. **Wimler, D.** Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing / D. Wimler // Intermetallics. – 2021. – Vol. 131. – 107109 p.
3. **Soliman, H. A.** Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review / H. A. Soliman, M. Elbestawi // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 119. – P. 5583–5614.
4. **DebRoy, T.** Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy // Progress in Materials Science. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
5. **Ловшенко, Ф. Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями : монография / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. – 405 с. : ил.
6. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.: ил.
7. **Ловшенко, Г. Ф.** Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2007. – № 4. – С. 72–80.
8. **Ловшенко, Ф. Г.** Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание термореагирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. – 2014. – № 4 (77). – С. 99–108.

Статья сдана в редакцию 24 июня 2025 года

Контакты:

5trannik@tut.by (Федосенко Алексей Сергеевич);
capsloock3333@mail.ru (Оленцевич Алексей Сергеевич);
igryck@mail.ru (Демиденко Егор Юрьевич).

A. S. FEDOSENKO, A. S. OLIENTSEVICH, E. Y. DEMIDENKO

INFLUENCE OF SELECTIVE LASER MELTING MODES ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-ALLOY AUSTENITIC STEEL PRODUCED FROM MECHANICALLY ALLOYED POWDER

Abstract

The paper presents the results of studies aimed at establishing the influence of mechanosynthesis conditions on characteristics of the resulting powder. The modes for obtaining a material with a rational content of the

25...50 μm fraction have been determined. The results are presented, which demonstrate the influence of the modes of layer-by-layer synthesis of austenitic steel from mechanically alloyed powder on its microstructure and hardness. The preferred operating parameters for the equipment have been established, which ensure increased printing productivity along with maintaining high quality of the resulting samples.

Keywords:

reactive mechanical alloying, additive manufacturing, powders for layer-by-layer synthesis, selective laser melting, SLM, microstructure, microhardness.

For citation:

Fedosenko, A. S. Influence of selective laser melting modes on the microstructure and properties of high-alloy austenitic steel produced from mechanically alloyed powder / A. S. Fedosenko, A. S. Olientsevich, E. Y. Demidenko // Belarusian-Russian University Bulletin. – 2025. – № 3 (88). – P. 72–82.