



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>
УДК 55.09.43

Поступила 13.10.2025
Received 13.10.2025

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОРОШКА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОГО РЕАКЦИОННЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ, ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ СПОСОБОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А. С. ФЕДОСЕНКО, А. С. ОЛЕНЦЕВИЧ, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: strannik@tut.by, тел. +375-29-546-96-34

Изложены результаты научных исследований, направленных на изучение влияния условий реакционного механического легирования на характеристики синтезируемого порошка стали аустенитного класса. Определены режимы, обеспечивающие получение материала с рациональным содержанием фракции 25–50 мкм. Изучено влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру и твердость синтезированных изделий. Определен фазовый состав материала.

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

Для цитирования. Федосенко, А. С. Перспективы использования порошка высоколегированной аустенитной стали, полученного реакционным механическим легированием, для производства изделий способом селективного лазерного сплавления / А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич // Литье и металлургия. 2025. № 4. С. 73–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>.

PROSPECTS FOR USING HIGH-ALLOY AUSTENITIC STEEL POWDER PRODUCED BY REACTIVE MECHANICAL ALLOYING FOR THE PRODUCTION OF PRODUCTS BY SELECTIVE LASER MELTING

A. S. FEDOSENKO, A. S. OLIENTSEVICH, Belarusian-Russian University,
Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. E-mail: strannik@tut.by, tel. +375-29-546-96-34

The results of scientific research aimed at studying the influence of reaction mechanical alloying conditions on the characteristics of synthesized austenitic steel powder are presented. Conditions ensuring the production of material with a reasonable fraction content of 25–50 μm are determined. The influence of selective laser melting process parameters on the structure and hardness of the synthesized products is studied. The phase composition of the material is determined.

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

For citation. Fedosenko A. S., Olientsevich A. S. Prospects for using high-alloy austenitic steel powder produced by reactive mechanical alloying for the production of products by selective laser melting. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 4, pp. 73–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-4-73-81>.

Введение

Аддитивные технологии – достаточно молодое и активно развивающееся направление в промышленности. Стремительно совершенствуется оборудование и технологические процессы, разрабатываются новые материалы. Среди последних особая роль отводится металлическим порошкам для послойного синтеза способами селективного лазерного спекания, селективного лазерного сплавления, лазерной наплавки [1–3], что обусловлено перспективами их использования для производства передовой продукции во многих отраслях. В то же время при получении изделий перечисленными способами все еще приходится сталкиваться с рядом проблем. К примеру, для селективного лазерного сплавления (SLM) актуальным является решение вопросов, связанных с низкой производительностью процесса, а также пониженной прочностью изделий, что в большинстве случаев связано с образованием грубой структуры, состоящей из неравноосных, сильно вытянутых зерен [4].

Измельчение зерна в синтезируемых материалах может быть достигнуто использованием порошков, содержащих термодинамически стабильные фазы, которые в процессе послойной наплавки порошка 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.

В работе представлены результаты исследований, направленных на изучение влияния условий механосинтеза на характеристики получаемых порошков, а также режимов селективного лазерного сплавления на микроструктуру и свойства материалов, получаемых из них.

Методика проведения эксперимента

Для получения опытных образцов компактных материалов использовали два порошка, близких по химическому составу, но отличающихся 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 осуществляли на следующих режимах работы оборудования: ускорение размалывающих тел $a_n = 135 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$, степень заполнения помольной камеры шарами $\varepsilon = 75\%$, время обработки $t = 6\text{--}10 \text{ ч}$, отношение объемов размалывающих тел и шихты $k = 12$, температура в камере – $20\text{--}80 \text{ }^\circ\text{C}$. Обработку проводили в механореакторе на основе вибромельницы гирационного типа [7]. Микротвердость порошков и синтезируемого компактного материала измеряли по стандартной методике по методу Виккерса с помощью микротвердомеров «Indentec ZHV».

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

Исследования проводили на образцах размером $10 \times 10 \times 10 \text{ мм}$, полученных послойной наплавкой методом селективного лазерного сплавления на промышленном принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Для печати использовали порошок размером частиц $25\text{--}63 \text{ мкм}$. Скорость сканирования изменялась в интервале $800\text{--}1300 \text{ мм/с}$; мощность луча составляла $249\text{--}340 \text{ Вт}$. В качестве защитной среды использовали аргон. Толщина оплавленного слоя порошка составляла $30 \text{ и } 40 \text{ мкм}$. Основную часть исследований выполняли на нетравленных образцах. В ряде случаев после шлифования и полирования образцы подвергали обработке раствором состава $30 \text{ мл HCl} + 15 \text{ мл HNO}_3 + 10 \text{ г AlCl}_3 + 50 \text{ мл H}_2\text{O}$.

Получение порошка высоколегированной стали для послойного синтеза

Установлено, что синтезированные порошковые материалы состоят из частиц правильной формы с развитой поверхностью, что обусловлено особенностями процесса формирования материала при обработке 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 [6].

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

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 стоит отметить, что на соотношение количества частиц определенной фракции значительное влияние оказывают технологические параметры процесса, отвечающие за энергонапряженность [6], а также ряд других факторов.

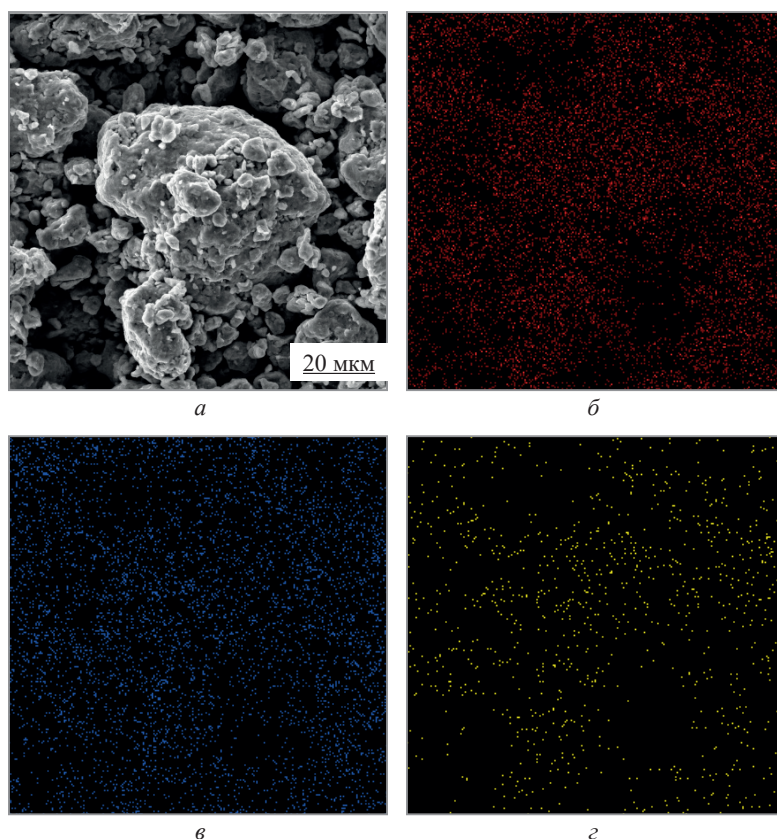


Рис. 1. Топография поверхности частиц порошка 12X18H10 (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в них: *а* – топография поверхности частиц; *б* – Fe; *в* – Cr; *г* – Ni

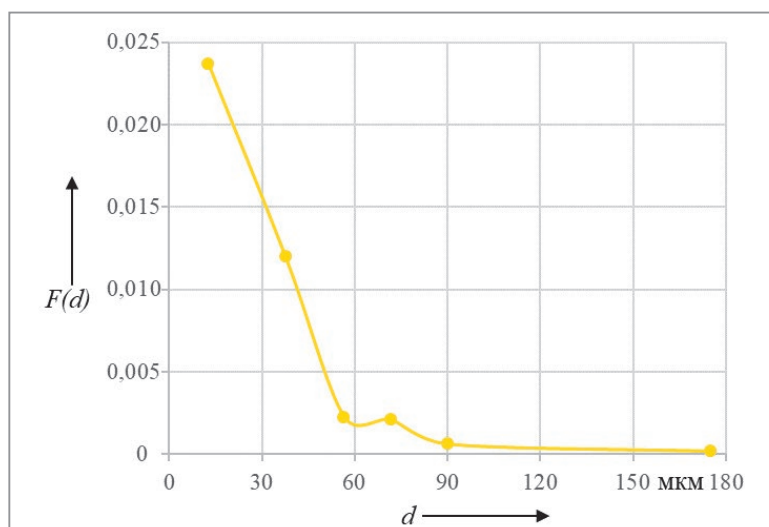


Рис. 2. Гранулометрический состав синтезированного порошка высоколегированной стали ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 8\text{ ч}$)

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 существенно смещен в область более крупных фракций (рис. 3).

Как видно из рисунка, с увеличением температуры количество частиц размером менее 25 мкм снижается, а содержание частиц 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.

На первом этапе методом однофакторного эксперимента исследовали влияние каждого из факторов (рис. 4).

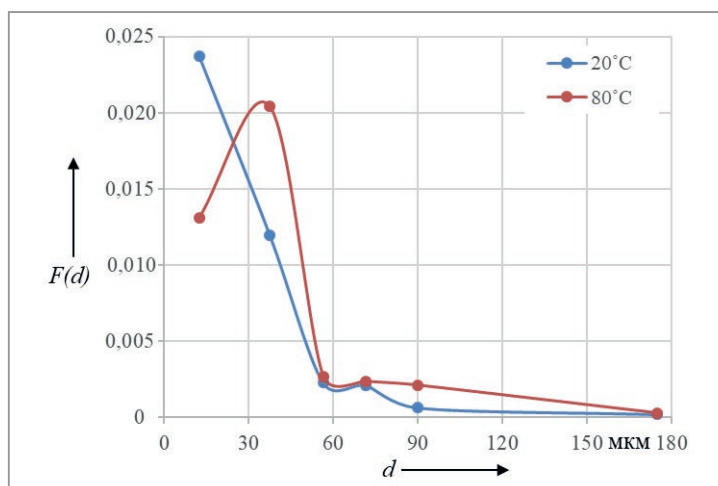


Рис. 3. Влияние температуры стенок камеры механореактора на изменение гранулометрического состава порошка ($t = 8$ ч)

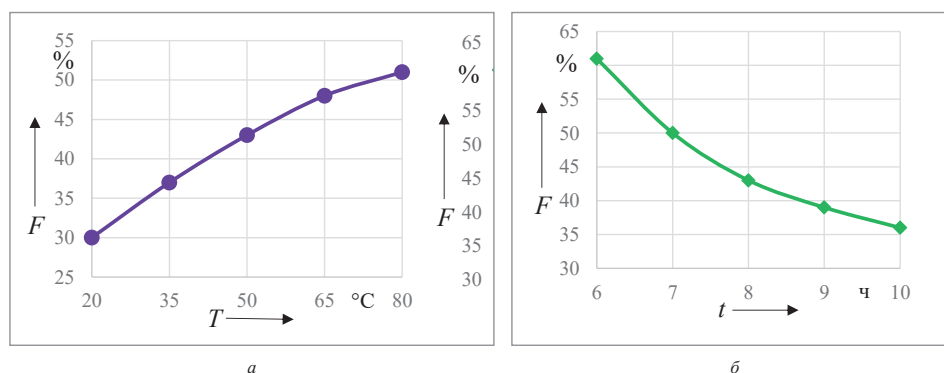


Рис. 4. Влияние условий механосинтеза на содержание фракции порошка 25–50 мкм: а – $T = 50$ °С; б – $t = 8$ ч

На основании полученных результатов реализован двухфакторный эксперимент с применением центрального ортогонального композиционного плана второго порядка. По результатам проведенного эксперимента получена математическая модель, имеющая вид:

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

а также ее графическая интерпретация (рис. 5).

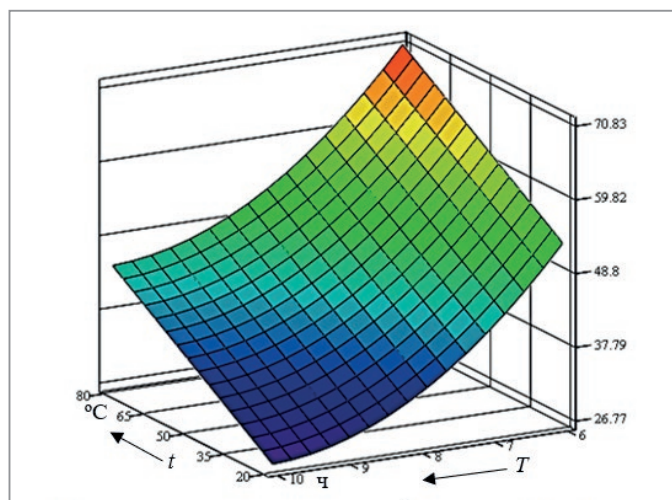


Рис. 5. Изменение содержания фракции 20–50 мкм порошка высоколегированной стали 12Х18Н10 в зависимости от длительности механосинтеза и температуры жидкости в рубашке охлаждения

Из полученных данных следует, что для синтеза наибольшего количества порошка фракции 25–50 мкм, чаще всего используемой в серийно выпускаемых принтерах, работающих по технологии

селективного лазерного сплавления, длительность механосинтеза должна составлять 6 ч, а температура – 80 °С. Однако с учетом того, что увеличение длительности обработки в механореакторе способствует формированию частиц с менее развитой поверхностью и более высоким комплексом свойств, целесообразно проводить механосинтез в течение 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 оплавливаемых частиц, толщина слоя расплавляемого порошка. Подбор рационального сочетания данных параметров применительно к конкретному виду материала позволит повысить производительность при сохранении высокого качества изделия.

Исследования микроструктуры образцов, полученных способом селективного лазерного сплавления (СЛС), показали, 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 для материалов, синтезированных 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.

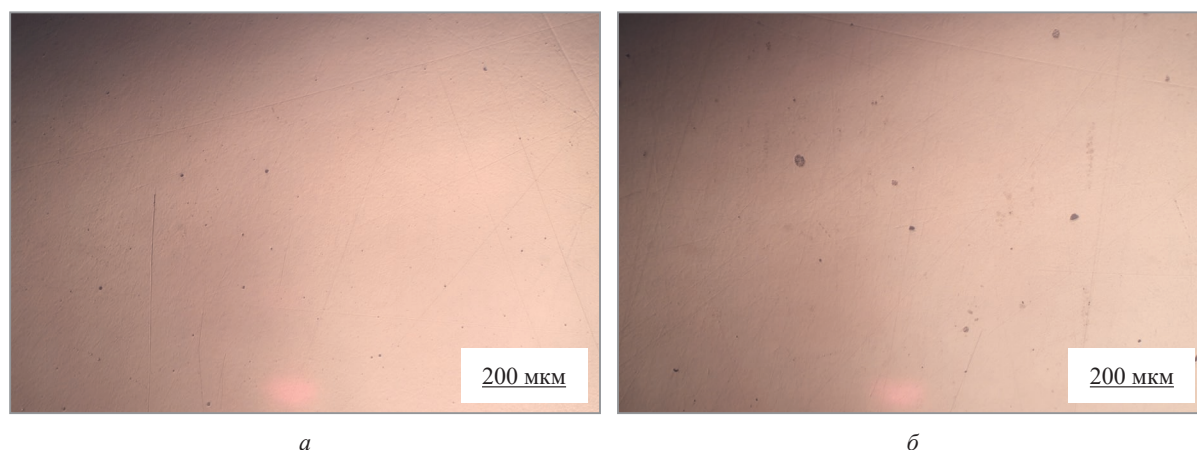


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения нетравленных образцов, полученных послойным синтезом из серийно выпускаемого (*а*) и механически легированного порошка (*б*). Скорость перемещения луча – 980 мм/с; толщина слоя – 40 мкм; мощность, потребляемая лазером, – 280 Вт

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 из 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 в процессе плавления. Подобная микроструктура идентична у образцов из разработанного и серийно выпускаемого порошков.

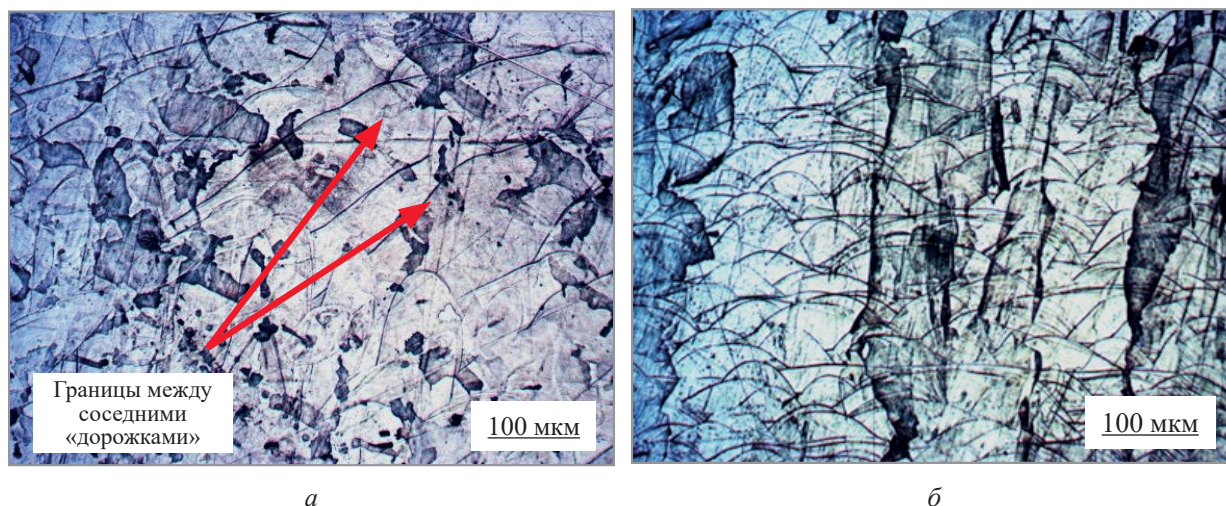


Рис. 7. Микроструктура образцов аустенитной стали 316L, полученной способом селективного лазерного сплавления:
а – продольное сечение; б – поперечное сечение

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.

С целью установления рациональных режимов послойного синтеза, обеспечивающих увеличение производительности процесса, изучено влияние основных параметров печати изделий на их микроструктуру и свойства. Исследовали влияние мощности излучения и скорости оплавления слоя порошка лазерным лучом на изменение микроструктуры и микротвердости образцов.

Исследования показали, что изменение режимов наплавки в широком интервале значений переменных факторов не влечет за собой образования в образцах пор или пустот, нерасплавленных частиц, трещин, расслоений и пр. 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 растет. Так, при оплавлении слоя порошка толщиной 30 мкм со скоростью перемещения луча 1200 мм/с содержание подобных включений достигает приблизительно 1 % (рис. 8).

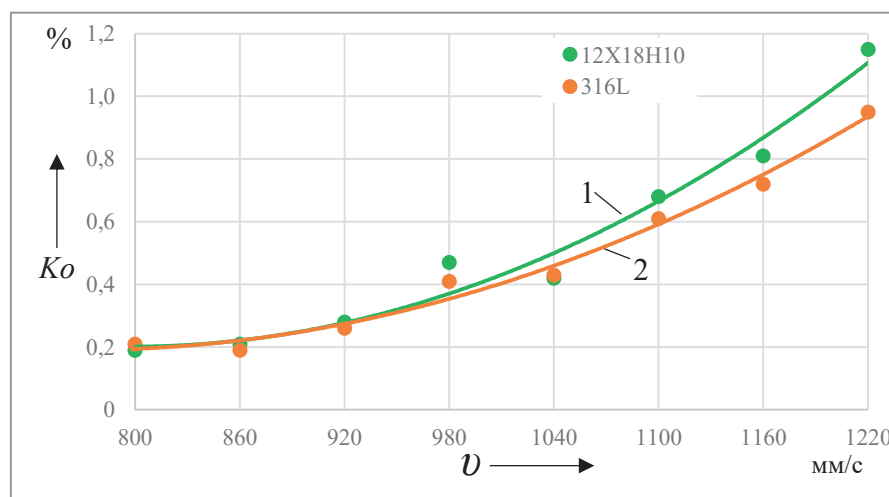


Рис. 8. Изменение содержания оксидных включений в образцах, полученных послойным синтезом из порошков аустенитных сталей, в зависимости от скорости перемещения лазерного луча и способа получения порошка (мощность лазера – 255–290 Вт)

Как видно из рисунка, 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 являются минимальным значением, характерным для материалов, синтезированных при любых величинах переменных факторов, данный рост можно считать незначительным. Из этого следует, что без

существенного ухудшения микроструктуры материала скорость оплавления слоя (перемещения лазерного луча) может быть увеличена на 30 %.

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

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

Изучение микротвердости образцов после отжига при температуре 900 °С в течение длительного времени показало, что материал, синтезированный послойной лазерной наплавкой с применением разработанного порошка, обладает высокой жаропрочностью. У большинства образцов твердость после термической обработки не снизилась. В части из них она осталась на прежнем уровне (см. таблицу), а у некоторых увеличилась. При этом рост в отдельных случаях составил более 15 %.

В то же время необходимо отметить, что не выявлено корреляции между режимами послойного синтеза и микротвердостью образцов как после послойного синтеза, так и при последующем отжиге.

Влияние условий селективного лазерного сплавления и отжига на микротвердость образцов

Толщина слоя оплавляемого порошка, мкм	Микротвердость образцов (HV) в зависимости от скорости перемещения лазерного луча (мм/с) и его мощности (Вт)				
		920/280 *	1000/300	1080/320	1120/310
40	СЛС	—	307	302	314
	Отжиг	—	306	323	330
		800/255	860/267	920/279	950/273
30	СЛС	305	297	319	317
	Отжиг	319	296	366	330

* Первое число – скорость перемещения луча, второе число – мощность лазерного луча.

Выявление причин, вызывающих подобное изменение микротвердости образцов, требует дополнительных исследований.

Изучение фазового состава позволило установить, что основой структуры образцов, полученных послойным синтезом из разработанного механически легированного порошка, является аустенит (рис. 10), период гранецентрированной кристаллической решетки которого составляет $a = 0,35953$ нм. Это значение a ниже постоянной решетки γ -Fe, приведенной в литературных источниках, согласно которым она равна 0,3631 нм. Последнее свидетельствует об искажении решетки аустенита в процессе получения порошков и последующей наплавки.

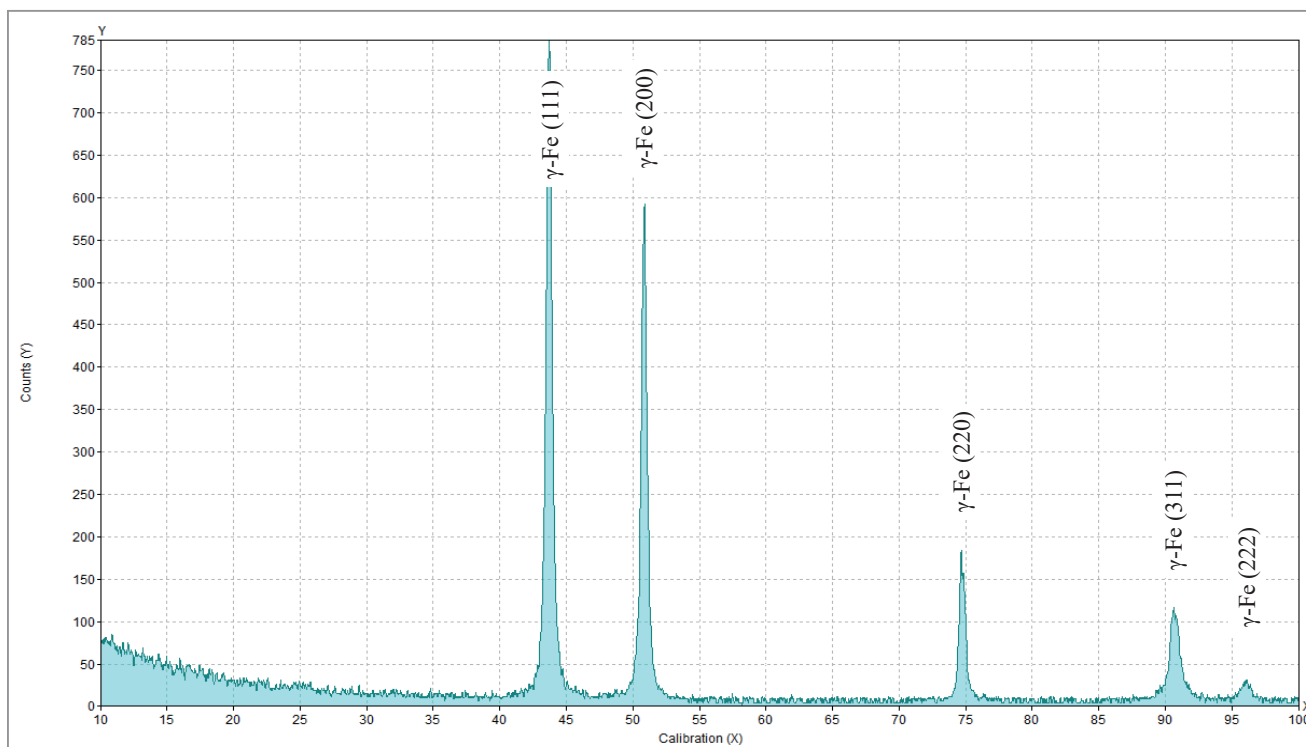


Рис. 10. Рентгенограмма образца стали, полученной послойным синтезом из механически легированного порошка

В отличие от плазменных покрытий, получаемых с использованием механически легированных порошков аналогичного химического состава, в рассматриваемом случае не регистрируется наличие мартенсита, оксидов и прочих фаз. При этом присутствие рентгеноаморфных ультрадисперсных упрочняющих фаз не исключается. О их наличии косвенно свидетельствуют повышенная микротвердость и жаропрочность материала.

Выводы

1. Представленные результаты свидетельствуют о перспективности применения технологии реакционного механического легирования для синтеза порошков, позволяющих формировать высококачественные изделия способом селективного лазерного сплавления.
2. Одним из важнейших параметров технологического процесса, позволяющим управлять гранулометрическим составом синтезируемых порошков, является температура стенок рабочей камеры

механореактора, увеличение которой с 20 до 80 °С позволяет существенно снизить содержание частиц размером менее 25 мкм и увеличить количество фракции 25–50 мкм и более. Это позволяет адаптировать технологический процесс получения порошка под требования, предъявляемые к нему при дальнейшей переработке в изделия различными способами.

3. Применение разработанного порошка аустенитной стали, полученного способом реакционного механического легирования, позволяет получать изделия, отличающиеся плотностью, близкой к 100 %, а также однородной микроструктурой.

4. 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 %, что позволит существенно увеличить эффективность процесса.

5. Микротвердость образцов стали из разработанного порошка не зависит от режимов наплавки и в среднем составляет 300–315 HV, что на 55–60 % выше по сравнению со сталью, полученной классическим способом.

6. Отжиг образцов при температуре 900 °С в течение длительного времени в большинстве случаев не приводит к снижению их микротвердости, а в ряде случаев способствует ее увеличению.

7. Основой образцов, полученных из разработанного порошка послойным синтезом, является аустенит, с большой долей вероятности содержащий ультрадисперсные упрочняющие фазы, находящиеся в рентгеноаморфном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Forming a single layer of a composite powder based on the Ti-Nb system via selective laser melting (SLM) / A. A. Saprykin [et al.] // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – № 140. – P. 1–9.
2. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing / D. Wimler [et al.] // *Intermetallics*. – 2021. – Vol. 131. – Art. 107109.
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. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties/ T. DebRoy [et al.] // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224.
5. **Ловшенко, Ф. Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями: моногр. / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. – 405 с.
6. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: моногр. / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.
7. **Ловшенко, Г. Ф.** Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // *Вестник Белорус.-Рос. ун-та*. – 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. – С. 99–108.

REFERENCES

1. **Saprykin A.A.** [et al.] Forming a single layer of a composite powder based on the Ti-Nb system via selective laser melting (SLM). *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2016, no. 140, pp. 1–9.
2. **Wimler D.** [et al.] Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing. *Intermetallics*, 2021, vol. 131, art. 107109.
3. **Soliman H.A., Elbestawi M.** Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, pp. 5583–5614.
4. **DebRoy T.** Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224.
5. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** *Mehanicheski legirovannye zharoprochnye poroshki dlja proizvodstva izdelij additivnymi tehnologijami: monogr.* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the production of products using additive technologies]. Mogilev, Belarus.-Ros. un-t Publ., 2019, 405 p.
6. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G., Khina B.B.** *Nanostrukturnyye mekhanicheski legirovannyye materialy na osnove metallov: monogr.* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metal]. Mogilev, Belarus.-Ros. un-t Publ., 2008, 679 p.
7. **Lovshenko G.F., Lovshenko Z.M., Khabibullin A.I.** Vysokoeffektivnyy apparat dlya reaktsionnogo mekhanicheskogo legirovaniya metallicheskih sistem [Highly efficient apparatus for reaction mechanical alloying of metal systems]. *Vestnik Belorussko-Rossiyskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2007, no. 4, pp. 72–80.
8. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S., Lovshenko G.F.** Vliyaniye mekhanicheskogo legirovaniya na fazovyy sostav i teplosoderzhaniye termoreagiruyushchikh poroshkovykh kompozitsiy na osnove zheleza i nikelya dlya gazotermicheskikh pokrytiy [Influence of mechanical alloying on phase composition and heat content of thermoreacting powder compositions on the basis of iron and nickel for gas-thermal coverings]. *Lit'ye i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 99–108.