

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Е. С. Гончаров¹, А. В. Балякин²

¹ zekangon@gmail.com, ² balaykinav@ssau.ru

ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева»
(Самарский университет)

Аннотация. Рассматривается процесс селективного лазерного сплавления и влияние различных параметров процесса на технологическую наследственность выращиваемых изделий. Влияние параметров рассматривается на всех этапах производства, начиная от этапа получения порошкового материала и до этапов пост обработки выращенных изделий.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление; СЛС; металлический порошок; аддитивное производство; пористость; фазовый состав; технологическая наследственность; ВТБ; титановые сплавы.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время детали, полученные с помощью 3D принтера, все больше используются в промышленности. Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет получить сложные по форме детали, которые нельзя или очень проблематично получить с помощью традиционных методов обработки. При этом процесс СЛС изучен не полностью, не всегда видна связь между параметрами процесса СЛС и их влиянием на качество детали, поэтому несмотря на свои достоинства, у данного процесса есть свои негативные свойства, которые не всегда видны и которые могут проявиться в процессе эксплуатации детали. Данные свойства закладываются на протяжении всего процесса производства, начиная от этапа получения материала и до этапа механической обработки и сборки. Это явление называют технологической наследственностью, и именно о данном явлении пойдет речь в данной статье.

1. Технологическая наследственность, связанная со свойствами исходного материала (металлической порошковой композиции)

В материале, используемом в производстве, всегда будут вредные примеси, кото-

рые появляются на этапе восстановления металлов из руды. Данные примеси могут являться концентраторами напряжений, изменять свойства материала, например, снижать пластичность, что в некоторых случаях может быть критично.

Для процесса СЛС используются порошки сферической формы, обеспечивающей оптимальную текучесть порошка и наибольшее заполнение объема в камере построения установок для выращивания. Существует три основных метода получения сферических порошков: газовое распыление расплава (ГР), распыление вращающимся электродом (РВЭ) и плазменное распылением (ПР). Среди данных методов наилучшая сферичность среди данных способов получения порошка наблюдается у способа с РВЭ, наихудшая – у способа с ГР. ГР создает порошки с наибольшей пористостью, по сравнению с другими видами получения порошков: пористость резко возрастает с $0,05 \pm 0,04$ % до $0,38 \pm 0,05$ % при увеличении размеров частиц с 50 до 60 мкм. У РВЭ и ПР пористость растет меньшими темпами: с $0,01 \pm 0,01$ мкм до $0,07 \pm 0,03$ мкм в случае с РВЭ, и с $0,03 \pm 0,01$ мкм до $0,21 \pm 0,04$ мкм для ПР при увеличении размеров частиц от 40 до 60 мкм. В качестве

защитной среды используют инертный газ аргон, в результате могут появляться поры из-за улавливания аргона. Экспериментальные результаты показывают, что содержание аргона в ГР, обработанном РВЭ и ПР порошках ниже 150 мкм составляет $0,77 \pm 0,06$, $0,16 \pm 0,06$ и $0,70 \pm 0,06$ мкг/г, тогда как его пористость составляет $0,20 \pm 0,01$ %, $0,08 \pm 0,01$ % и $0,12 \pm 0,01$ % соответственно [1], процентное содержание аргона согласуется с распределением пористости в каждом из трех видов получения порошков.

Исследование порошка Ti6Al4V от 6 производителей, проведенное в статье [2], показало, что они все имеют гексагональную плотноупакованную α (α') фазу, несмотря на различные методы их получения. Игольчатая α -мартенситная микроструктура с толщиной планки около 200 нм во всех образцах выглядела очень похоже. Аналогичные результаты показаны в работе [3], где на срезе порошинки видна полностью пластинчатая структура. Такая структура появляется вследствие сверхбыстрого охлаждения частиц порошка, во время плазменного распыления, α фаза появляется за счет распада β фазы, при этом каждый из (0001) полюсов α -зерен параллелен одному из (110) полюсов реконструированного β -зерна.

Таким образом, негативное влияние на технологическую наследственность на этапе создания порошка заключается во вредных примесях, пористости и плохой сферичности порошинок, помимо этого, все порошинки имеют α (α') микроструктуру, которая может проявиться на последующих этапах обработки.

2. Технологическая наследственность на этапе СЛС

2.1. Влияние особенностей процесса СЛС на технологическую наследственность

2.1.1. Общее описание особенностей процесса СЛС

Процесс СЛС протекает с генерацией больших скоростей нагрева, плавления и последующего охлаждения, причем данные изменения носят локальный характер, в результате чего могут возникнуть такие эффекты, как микро и макротрещины, пори-

стость и появление пустот. Прилипшие, не расплавившиеся частицы также негативно влияют на качество поверхностного слоя. Внутренние напряжения в изделиях после процесса СЛС очень велики, что может привести к короблению или растрескиванию изделия.

Детали, выращиваемые в процессе СЛС, поступают на установку в формате STL. Формат STL представляет информацию об объекте в виде треугольных граней, и из-за этого может появляться различие между САД моделью детали и моделью в формате STL. В результате этого выращенная деталь приобретает такую же форму, как и модель в формате STL. От данной огранки придется избавляться на этапе постобработки, что увеличивает трудоемкость изготовления.

2.1.2. Причины увеличения шероховатости и волнистости поверхности

Конструкторские ограничения процесса СЛС таковы, что пятно сплавления отклоняется от заданной величины на 0,01–0,05 мм, из-за чего возникают ошибки геометрии, вызывающие увеличение волнистости поверхности.

Из-за эффекта лесенки, связанного с укладкой слоев друг на друга, на наклонных поверхностях детали увеличивается волнистость и шероховатость, а также, из-за особенностей теплоотвода, на нижней стороне наклонной поверхности проявляется эффект баллинга (прилипание не расплавившихся частиц).

Недостаточная подача тепла на граничные границы не обеспечивает полное плавление частиц и происходит эффект баллинга. С другой стороны, данный эффект обусловлен небольшими разбрызгивающимися каплями расплавленного металла из-за неустойчивости ванны расплава.

Размер и морфология наблюдаемых на поверхности выращенного изделия частиц очень похожи на размеры необработанного порошка, включая мелкие сателлитные частицы, прилипшие к поверхности более крупных частиц. Это сходство предполагает, что морфология поверхности обусловлена главным образом прилипшими частицами.

Эти мелкие сферические частицы на поверхности детали могут негативно влиять

на его механические свойства, в частности, на его усталостную прочность, поскольку они являются концентраторами напряжений. Более того, поскольку они могут плохо сцепляться с поверхностью изделия, и после отделения попасть в биологическую систему, вызывая воспаление [4].

2.2. Влияние параметров процесса СЛС на технологическую наследственность

2.2.1. Плотность энергии

Для исследования влияния параметров процесса во время обработки СЛС используется уравнение, известное как объемная плотность энергии, которое описывает среднюю приложенную энергию на объем материала:

$$E_v = \frac{P}{v \cdot h \cdot t},$$

где P – мощность лазера; v – скорость сканирования; h – ширина штриха; t – толщина слоя порошка [5].

Разные исследователи получали различные результаты, связанные с влиянием входящей плотности энергии на плотность образцов – в некоторых работах плотности энергии, равной 33,33 Дж/мм³, хватало для создания образцов с плотностью 99,9 % [6], в других же работах оптимальные технологические параметры ограничивались значениями 120–202 Дж/мм³ [7] и 83–120 Дж/мм³ [8]. В [4] рассматривали режимы с плотностью энергии 45,3 и 173,3 Дж/мм³, и образцы с более высокой подводимой плотностью энергии имели большую пористость. Авторы объясняли это уменьшением растворимости водорода в расплавленном титане с повышением температуры, так как более высокие температуры увеличивают количество водорода, вытесненного из жидкого титана, что приводит к образованию пузырьков, скорость охлаждения которых препятствует выходу из расплавленного слоя или растворения до затвердевания.

В данных работах не учитывались остальные параметры процесса, такие как диаметр перетяжки, стиль штриховки и другие параметры, поэтому влияние плотности энергии на плотность образцов находится под сомнением. Помимо влияния на пористость, есть связь между фазовым составом получаемых изделий из Ti6Al4V и плотно-

стью энергии – снижение плотности энергии с 50,62 до 33,74 Дж/мм³ уменьшает количество равновесной структуры: от ультратонкой пластинчатой ($\alpha + \beta$) происходит переход до преимущественно игольчатого α -мартенсита [9].

2.2.2. Толщина слоя

Толщина слоя является решающей переменной в определении получаемой микроструктуры для деталей, изготавливаемых методом СЛС из титанового сплава Ti6Al4V, тогда как другие переменные процесса сохраняются неизменными [5]. В зависимости от толщины слоя охлаждение будет происходить с разной скоростью. Помимо будет влиять количество слоев в изготавливаемой детали – последние слои будут иметь мартенситную структуру. В исследовании [9] при следующих параметрах процесса мощность 375 Вт, толщина слоя 60 мкм, скорость сканирования лазером 1029 мм/с, FOD 2 мм, E 50,62 Дж/мм³, получили следующий результат: нижняя область детали состоит из четко определенной слоистой структуры ($\alpha + \beta$), за которой следует гораздо более тонкая пластинчатая ($\alpha + \beta$) в средней области, в то время как последние несколько слоев являются α' мартенситной фазой.

Qiu и др. [10] в своей работе исследовали влияние толщины слоя на качество детали, получаемых методом СЛС. Они пришли к выводу, что общая пористость и размер пор непрерывно возрастают с увеличением толщины слоя.

2.2.3. Величина фокального смещения

В статье [11] при параметрах процесса мощность 375 Вт, толщина слоя 60 мкм, скорость сканирования лазером 1029 мм/с, плотность энергии 50,62 Дж/мм³ исследователи изменяли величину фокального смещения от 0 до 4 мм. В итоге были сделаны выводы о том, что при FOD, находящемся в диапазоне от 0 до 2 мм, в образцах обнаруживается преимущественно тонкая пластинчатая $\alpha + \beta$ структура, при это толщина пластинок уменьшается вместе с уменьшением FOD, при FOD=0 мм наблюдалось незначительное количество мартенситных включений. Похожая зависимость прослеживалась и для толщины слоя, равной 90 мкм.

2.2.4. Величина фокального смещения и мощность лазера

В работе [5] авторами были исследованы скорости сканирования от 100 до 4250 мм/с и мощности лазера от 40 до 400 Вт и их влияние на пористость образцов, получаемых из Ti6Al4V. Nan и др. [8] получили образцы с плотностью более 99 % для скоростей сканирования от 400 до 1100 мм/с. Gong и др. [6] сообщили о пористости менее 1 % для скоростей от 600 до 1600 мм/с, тогда как Qui и др. [10] сообщили о плотности 99,9 % для скоростей сканирования до 2600 мм/с. Тем не менее, эти параметры необходимо учитывать независимо друг от друга.

3. Термообработка и ее влияние на технологическую наследственность

Термообработка необходима в первую очередь для снятия внутренних остаточных напряжений, которые могут достигать больших значений во время процесса СЛС, о чем уже говорилось в пункте 2.1. Термическую обработку используют для выравнивания фазового состава, например, для изделий из Ti6Al4V чаще всего необходимо получение равновесной $\alpha+\beta$ фазы, так как не всегда удается получить ее при процессе СЛС (получающаяся в процессе СЛС α' микроструктура имеет малую пластичность [12]).

Коррозионная стойкость деталей, полученных СЛС, существенно ниже чем коррозионная стойкость деталей, полученных традиционными методами. Термообработка выращенных изделий позволяет исправить этот недостаток и увеличить коррозионную стойкость данных деталей.

Негативное влияние на технологическую наследственность – тонкостенные детали могут изменить свою форму в результате термообработки.

Для улучшения качества получаемых деталей используют горячее изостатическое прессование (ГИП). В процессе ГИП происходит уменьшение внутренних пор, что уменьшает количество концентраторов напряжений, а следственно увеличивается срок службы изделий. Результаты, полученные в статье [12], показали, что усталостная прочность изделий из Ti6Al4V, выращен-

ных с помощью метода СЛС, ниже, чем у литых изделий, но с помощью процесса ГИП изделия СЛС смогли увеличить предел усталостной выносливости.

ВЫВОДЫ

Все параметры процесса, рассматриваемые выше, влияли на технологическую наследственность. Для получения равновесной $\alpha+\beta$ фазы необходимы следующие параметры процесса: величина фокального смещения от 0 до 2 мм, плотность энергии должна быть больше 50,62 Дж/мм³, необходимо уменьшать скорость сканирования и межслойное время (уменьшение межслойного времени справедливо для небольшой толщины слоя, с увеличением толщины слоя влияние межслойного времени падает), верхние слои чаще всего будут иметь мартенситную структуру, для уменьшения мартенситной фазы. Нужно уменьшать скорость охлаждения верхних слоев. Для получения наибольшей плотности необходимо следить за качеством порошка, на этапе его производства, не увеличивать толщину слоя чрезмерно, скорость сканирования должна быть меньше 2600 мм/с.

Правильно проведенная термообработка оказывает положительное влияние на технологическую наследственность, так как снижает некоторые отрицательные качества, полученные на прошлых этапах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **G. Chen**, S. Y. Zhao, P. Tan, J. Wang, C. S. Xiang, H. P. Tang. A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization // Powder Technology, 2017, pp 38-46.
2. **Yu Suna**, Mark Aindowa, Rainer J. Heberta, b. Comparison of virgin Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing. // Additive Manufacturing, 2018, pp 544-555.
3. **Marco Simonelli**. Microstructure evolution and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V // School of Aeronautical, Automotive, Chemical and Materials Engineering, Department of Materials, 2014.
4. **E. Sallica-Leva**, A. L. Jardini, J. B. Fogagnolo. Microstructure and mechanical behavior of porous Ti-6Al-4V parts obtained by selective laser melting // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials Volume 26, October 2013, Pages 98-108
5. **H. Shipley**, D. Mc Donnell M. Culleton R. Coull R. Lupoi G.O'Donnell D. Trimble. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser

melting of Ti-6Al-4V: A review // International Journal of Machine Tools and Manufacture May 2018, Pages 1-20

6. **H. Gong**, K. Rafi, H. Gu, G.D. Janaki Ram, T. Starr, B. Stucker. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting // Mater. Des., 86 (2015), pp. 545-554.

7. **G. Kasperovich**, J. Haubrich, J. Gussone, G. Requena. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting // Mater. Des., 105 (2016), pp. 160-170.

8. **J. Han**, J. Yang, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, X. Zeng. Microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V dependence on laser energy density // Rapid Prototyp. J., 23 (2017), pp. 217-226

9. **B. Song**, S. Dong, B. Zhang, H. Liao, C. Coddet. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V // Mater. Des., 35 (2012), pp. 120-125.

10. **C. Qiu**, C. Panwisawas, M. Ward, H. C. Basoalto, J. W. Brooks, M. M. Attallah. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting//Acta Mater., 96 (2015), pp. 72-79.

11. **W. Xu**, M. Brandt, S. Sun, J. Elambasseril, Q. Liu, K. Latham, K. Xiad and M. Qiana. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition.//Acta Mater. 85 (2015) pp. 74-84.

12. **Xiaoli Zhao**, Shujun Li, Man Zhanga Yandong Liu, Timothy B. Sercombe, Shaogang Wang, Yulin Hao, Rui Yang, Lawrence E. Murr . Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. // Materials & Design. Volume 95, 5 April 2016, Pages 21-31

ОБ АВТОРАХ

ГОНЧАРОВ Евгений Станиславович, магистрант. каф. ТПД Самарского университета.

БАЛЯКИН Андрей Владимирович, старший преподаватель каф. ТПД Самарского университета.

METADATA

Title: Technological inheritance in the process of selective laser melting.

Authors: E. S. Goncharov¹, A. V. Balyakin²

Affiliation:

Samara National Research University (Samara University), Russia.

Email: ¹zekangon@gmail.com, ²balaykinav@ssau.ru

Language: Russian.

Source: Molodezhnyj Vestnik UGATU (scientific journal of Ufa State Aviation Technical University), no. 2 (21), pp. 38-42, 2019. ISSN 2225-9309 (Print).

Abstract: The process of selective laser melting and the effect of various process parameters on the technological inheritance of the grown products are considered. The effect of the parameters is available at all stages of production.

Key words: selective laser melting, SLM, obtaining metal powder, additive production, porosity, phase composition, technological heredity.

About authors:

GONCHAROV, Evgeny Stanislavovich., master student 1 year, Samara National Research University.

BALYAKIN, Andrey Vladimirovich., Senior Lecturer, Samara National Research University.