



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-294-301



Оригинальная статья

Original article

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВА Нп-30ХГСА ПРИ АДДИТИВНОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОМ ВЫРАЩИВАНИИ

М. С. Аносов, Д. А. Шатагин, М. А. Чернигин,
Ю. С. Мордовина[✉], Е. С. Аносова

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (Россия, 603022, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

✉ ips4@nntu.ru

Аннотация. Использование 3D-печати изделий из металлических материалов является современной перспективной технологией, способствующей повышению производственной эффективности. Однако применение данной технологии сопряжено с рядом проблем, например, с повышенной микроструктурной неоднородностью и дефектностью металла. В связи с этим требуется проведение исследований, направленных на выявление таких режимов 3D-печати, которые бы обеспечили получение наиболее однородной, стабильной и бездефектной структуры. В работе изучено структурообразование стали марки 30ХГСА в процессе аддитивной электродуговой наплавки при различных режимах печати. Для оценки качества полученных заготовок применялись микроструктурный и фрактальный анализы, а также измерение микротвердости. При всех режимах наплавки выявлена значительная структурная неоднородность наплавленной заготовки, которая объясняется термическим воздействием наплавленного слоя на уже закристаллизовавшийся металл. Тем не менее, установлен режим, который дает наиболее благоприятную микроструктуру с точки зрения ее однородности и равноосности зерен. При увеличении значений погонной энергии процесса аддитивного электродугового выращивания наблюдается увеличение производительности процесса и фиксируется уменьшение количества пор в материале. Однако при значениях погонной энергии процесса наплавки свыше 1000 Дж/мм увеличивается структурная неоднородность материала и значительно снижается его микротвердость. Исходя из проведенных исследований, в качестве режима 3D-печати электродуговой наплавкой для сплава Нп-30ХГСА может быть выбран режим с погонной энергией порядка 920 Дж/мм. Он обеспечивает наименьшую структурную неоднородность и достаточно высокую производительность процесса выращивания с отсутствием дефектов в виде пор и элементов нерасплавившейся проволоки.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, погонная энергия наплавки, термический цикл, микроструктура, микротвердость, фрактальный анализ, 30ХГСА, WAAM

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-00095 «Разработка научно-технологических основ структурообразования конструкционных материалов, полученных путем аддитивного электродугового выращивания для формирования механических свойств при усталости с использованием подходов искусственного интеллекта».

Для цитирования: Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуговом выращивании. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(3):294–301.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301>

STRUCTURE FORMATION OF Np-30KhGSA ALLOY IN WIRE AND ARC ADDITIVE MANUFACTURING

M. S. Anosov, D. A. Shatagin, M. A. Chernigin,
Yu. S. Mordovina[✉], E. S. Anosova

✉ R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University (24 Minina Str., Nizhny Novgorod 603022, Russian Federation)

✉ ips4@nntu.ru

Abstract. The use of metallic products 3D-printing is a modern, promising technology that improves production efficiency. However, using this technology is associated with a number of problems, for example, with increased microstructural heterogeneity and defects in metal. Therefore, it is necessary to carry out researches to identify 3D-printing modes ensuring the most homogeneous, stable and non-defect structure. In this work, a study was made of the process of structure formation of 30KhGSA steel in the process of Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) under various printing modes. Microstructural analysis, microhardness measurement and fractal analysis were used for assessment of the obtained billets. In all surfacing modes, a significant structural inhomogeneity of the deposited billet was revealed, which is explained by the thermal effect of the deposited layer

on the already crystallized metal. Nevertheless, we found the mode that gives the most favorable microstructure in terms of its uniformity and equiaxed grains. With an increase in WAAM heat input values, an increase in the productivity of the process is observed and a decrease in the number of pores in the material is recorded. However, when the heat input of the surfacing process exceeds 1000 J/mm, the structural inhomogeneity of the material increases and its microhardness significantly decreases. Based on the studies, as a WAAM 3D-printing mode for Np-30KhGSA alloy, a mode with a heat input of about 920 J/mm can be chosen, which provides the lowest structural inhomogeneity and a sufficiently high productivity of the growth process with the absence of defects in the form of pores and elements of not melted wire.

Keywords: electric arc surfacing, surfacing heat input, thermal cycle, microstructure, 30KhGSA, WAAM

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-79-00095 “Development of scientific and technological foundations for the structure formation of structural materials obtained by wire arc additive manufacturing for the formation of mechanical properties under fatigue using artificial intelligence approaches”.

For citation: Anosov M.S., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Mordovina Yu.S., Anosova E.S. Structure formation of Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):294–301. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301>

ВВЕДЕНИЕ

Для современного машиностроительного производства одними из ключевых являются критерии быстрой переналадки и увеличения коэффициента использования материала [1 – 2]. Учитывая отсутствие полноценных заготовительных производств, особое место в связи с этим занимают аддитивные технологии изготовления изделий из металлического сырья в виде порошка или проволоки [3 – 4].

Среди большого разнообразия методов 3D-печати металлических изделий наиболее перспективным, на взгляд авторов, является метод аддитивного электродугового выращивания (WAAM) вследствие его высокой производительности, низкой энергоемкости и обеспечения высоких механических характеристик материалов по сравнению с другими методами 3D-печати [5 – 7].

Детали, полученные методом 3D-печати металлами, находят широкое применение для изготовления отдельных узлов и механизмов [8]. Однако применение материалов в аддитивных технологиях сдерживается отсутствием сведений о структуре, механических свойствах, а также об изменении химического состава в процессе изготовления [9]. Геометрические параметры, химический состав и механические свойства наплавленного материала определяются, прежде всего, составом исходной проволоки, выбранными режимами 3D-печати и временем межслойной выдержки (параметрами термического цикла). В общем случае при 3D-печати последующий слой расплавляет часть предыдущего, а нерасплавившийся металл, находящийся ниже, претерпевает структурные изменения. В связи с этим может возникать значительная структурная

неоднородность по высоте наплавленной стенки, которая, как показывают проведенные ранее исследования, может оцениваться количественно с использованием фрактального анализа [10 – 13]. Анизотропию механических свойств и внутренних остаточных напряжений можно существенно минимизировать за счет дополнительного механического или термического воздействия на объект [14 – 16].

Целью настоящего исследования является изучение влияния режима наплавки на механические свойства и структурообразование материала при аддитивном электродуговом выращивании.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования выбран сплав 30ХГСА, полученный аддитивным выращиванием на специализированном стенде для 3D-печати по технологии WAAM [17]. Сплав 30ХГСА находит широкое применение для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих при динамических нагрузках, в том числе при повышенных температурах, а также для сварки, восстановительной и аддитивной наплавки [18]. Химический состав применяемой проволоки приведен в табл. 1.

Заготовки образцов для исследования получены в процессе аддитивного электродугового выращивания по управляющей программе. При различных режимах печати всего было получено девять заготовок в виде стенок. Ширина наплавленных стенок составляла один наплавочный валик, высота стенок формировалась за счет наплавки десяти слоев. Перенос капли металла осуществлялся короткими замыканиями. В первый период происходит образование капли и оплавление

Таблица 1

Химический состав наплавочной проволоки 30ХГСА

Table 1. Chemical composition of surfacing wire 30KhGSA

Элемент	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
Содержание, %	0,296	1,050	0,950	≤0,025	≤0,025	1,000	0,030

конца электрода, затем капля вытягивается и замыкает дуговой промежуток. Образовавшийся жидкий мостик малого сечения вследствие высокого электрического сопротивления мгновенно испаряется. Капля со взрывом переносится в сварочную ванну, и процесс возобновляется [19].

Режим наплавки задавали с использованием следующих параметров: сила тока (I , А), напряжение (U , В), дуговой зазор (z , мм), скорость подачи проволоки (V , мм/с) и расход защитного газа. При этом дуговой зазор и скорость подачи проволоки были постоянными для всех режимов и составляли 11 мм и 200 мм/мин соответственно (определены путем проведения предварительных испытаний). Постоянным был также расход защитного газа.

По режимам 3D-печати определялась погонная энергия (Q) процесса (электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва) как один из комплексных информативных параметров согласно ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 с учетом коэффициента энергетических потерь 0,8:

$$Q = \frac{0,8IU}{V}.$$

В табл. 2 показаны режимы наплавки для каждой полученной заготовки и значения погонной энергии процесса наплавки.

Для исследования были вырезаны несколько образцов из каждой напечатанной стенки по всей ее высоте.

Подготовка микрошлифов для исследования микроструктуры производилась на шлифовально-полировальной машине. Травление осуществлялось 4 %-ным водным раствором азотной кислоты.

Исследование химического состава проводили на оптико-эмиссионном анализаторе Foundry-Master чувствительностью порядка 0,001 %.

Для оценки микротвердости применялся твердомер Fischerscope HM2000. При индентировании использовалась четырехгранная алмазная пирамида с углом $\alpha = 136^\circ$. Измерение проводилось по всей высоте наплавленной стенки с нагрузкой, равной 50 г, время выдержки под нагрузкой составляло 10 с, расстояние между соседними отпечатками – 0,2 мм. В каждой исследуемой области было порядка пяти замеров с последующей обработкой полученных результатов.

Как показано в проведенных ранее исследованиях [20], для количественной оценки микроструктуры сплава и качества наплавки может применяться фрактальный анализ микроструктур с использованием показателя фрактальной размерности изображения микроструктуры. Фрактальный анализ изображений проводился при различных увеличениях анализируемого изображения в разработанном программном обеспечении (Свидетельство № 2022666922 «Программа для оценки показателей микроструктуры и структурной поврежденности материалов»).

Для сравнительного анализа исследуемых характеристик замеры выполнялись в трех характерных зонах, а именно, в основании, центре и вершине заготовки.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На начальном этапе исследования для оценки производительности процесса наплавки были измерены геометрические параметры напечатанных стенок, а также рассчитаны площади поперечного сечения образцов. Результаты приведены в табл. 3.

Таблица 2

Режимы наплавки

Table 2. WAAM modes

Номер заготовки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
I , А	120	160	200	120	160	200	120	160	200
U , В	18	18	18	24	24	24	27	27	27
Q , Дж/мм	518,4	691,2	864,0	691,2	921,6	1152,0	777,6	1036,8	1296,0

Таблица 3

Геометрические параметры образцов, полученных при помощи 3D-печати

Table 3. Geometric parameters of the billets obtained by 3D-printing

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9
H , мм	21,0	23,8	30,0	15,0	18,1	21,8	13,5	15,5	17,9
B , мм	8,2	10,0	12,5	10,0	11,8	13,5	10,8	13,3	14,4
S , мм ²	172,20	238,00	375,00	150,00	213,58	294,30	145,80	206,15	257,76

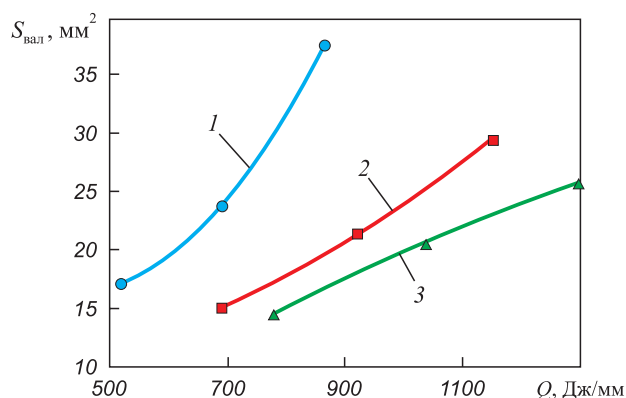


Рис. 1. Зависимость площади поперечного сечения в пересчете на один наплавленный валик от величины погонной энергии процесса наплавки при различных уровнях напряжения: 1 – 18 В; 2 – 24 В; 3 – 27 В

Fig. 1. Dependence of cross-sectional area on the value of surfacing process input energy at different voltage levels in terms of one deposited roller: 1 – 18 V; 2 – 24 V; 3 – 27 V

На рис. 1 показаны зависимости площади сечения наплавленного слоя в пересчете на один наплавленный валик $S_{\text{вал}}$ от величины погонной энергии процесса наплавки Q при различных напряжениях U .

Анализ полученных зависимостей показывает значительное влияние величины погонной энергии и напряжения наплавки на производительность процесса выращивания. Так, при увеличении погонной энергии наплавки при одном уровне напряжения наблюдается значительное монотонное увеличение производительности процесса.

Результаты микроструктурного анализа образцов 1, 5 и 9 в различных сечениях по высоте наплавленной стенки представлены на рис. 2 – 4.

Микроструктура стенки образца 1 вблизи подложки состоит из отпускаемого бейнита (рис. 2, а). Появление данной структуры можно объяснить описанными ниже факторами.

- Достаточно высокой скоростью охлаждения после наплавки. Высокая скорость охлаждения слоя, близко

расположенного к подложке, может быть обусловлена высокой теплопроводностью подложки, которая выполнена из Ст3. Коэффициент теплопроводности Ст3 при 20 °С равен 55 Вт/(м·К), для 30ХГСА он составляет 38 Вт/(м·К), для воздуха – 0,0259 Вт/(м·К). Соответственно, скорость охлаждения наплавленного металла будет выше при соприкосновении с самой подложкой.

- Подведением тепла при наплавлении последующих слоев, что запускало процессы как закалки, так и отпуска.

В центре образца бейнитная структура в целом сохраняется (рис. 2, б), но заметно появление других структурных составляющих (троостосорбит). Очевидно, что охлаждение данной области после наплавки одного слоя происходило со скоростью гораздо ниже критической, что привело к распаду аустенита по диффузионному механизму. Подведенной энергии при наплавке последующего слоя также достаточно для протекания процессов отпуска.

В вершине образца микроструктура существенно изменяется по сравнению с основанием и состоит преимущественно из сорбита и феррита. Образование такой структуры объясняется тем, что:

- охлаждение происходит сразу на воздухе, коэффициент теплопроводности которого очень низок (см. выше), нет критических скоростей, которые бы привели к появлению закалочных структур;

- отсутствует последующее термическое воздействие, которое вызвало бы фазовую перекристаллизацию и процессы отпуска.

В этой зоне вероятно наличие химической ликвации по углероду, так как есть четкое деление на полосы (рис. 2, в). Заметна столбчатость зерен, обусловленная теплоотводом при охлаждении наплавленного слоя. Отсутствие последующего теплового воздействия делает невозможным изменение микроструктуры. Следует отметить, что данная область характеризуется достаточно выраженной разнотерностью, что отрицательно сказывается на всем комплексе механических свойств.

Однако разнотерность можно устранить с помощью правильно подобранного режима последующей термической обработки (ТО). В зависимости от требо-

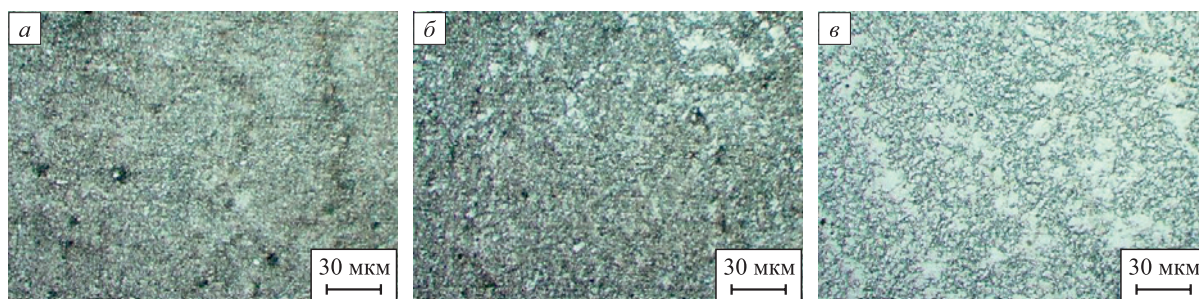


Рис. 2. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (а), в центре образца (б) и в его вершине (в) (сталь 30ХГСА, образец 1, $Q = 518,4$ Дж/мм)

Fig. 2. Microstructure of the deposited wall near the substrate (a), in the center of the sample (b) and at its apex (v) (steel 30KhGSA, sample 1, $Q = 518.4$ J/mm)

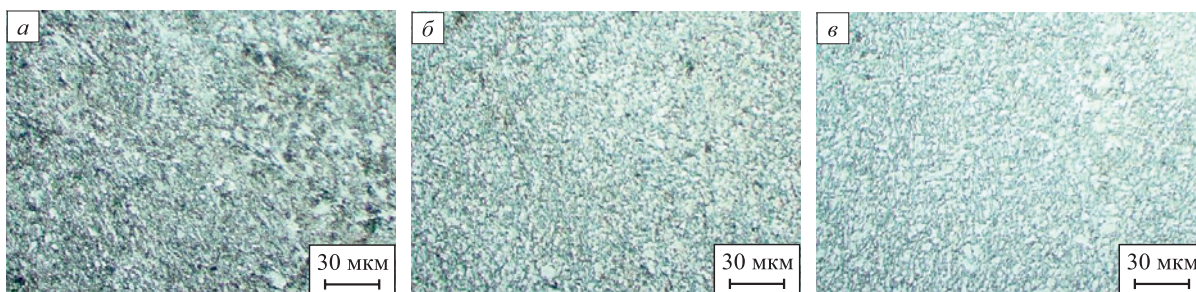


Рис. 3. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (а), в центре образца (б) и в его вершине (в) (сталь 30ХГСА, образец 5, $Q = 921,6$ Дж/мм)

Fig. 3. Microstructure of the deposited wall near the substrate (a), in the center of the sample (b) and at its apex (c) (steel 30KhGSA, sample 5, $Q = 921.6$ J/mm)

ваний к механическим свойствам изделий в качестве исправляющей операции может выступать нормализация или улучшение.

Микроструктура образца 5, как и образца 1, вблизи подложки представлена отпущенным бейнитом (рис. 3, а). На данном образце сохраняется изменение структуры от бейнитной к троостосорбитной в центре, при этом верхний слой представлен сорбитом. В данном случае переход от одной структуры к другой более плавный (рис. 3, б). В структуре всех зон не выявлены разнотернистость и столбчатость зерен в последнем наплавленном слое (рис. 3, в).

Микроструктура образца 9 вблизи подложки состоит из отпущенного бейнита с включениями других структурных составляющих (троостосорбит). В целом микроструктура данной зоны, по сравнению с другими образцами, более крупнозернистая и неоднородная. При этом сохраняется тенденция постепенного перехода от бейнитной структуры к структуре троостосорбита от подложки к центру образца. Однако структура центральной части образца представлена более крупным зерном относительно образцов 1 и 5, что может быть связано с большим количеством подводимого тепла в процессе наплавки (рис. 4, б). Структура верхнего наплавленного слоя представлена трооститом и ферритом. В целом по сечению микроструктура очень неоднородна.

В результате микроструктурного анализа образцов, изготовленных при разных режимах наплавки, наиболее благоприятной структурой металла признана структура образца 5 ($I = 160$ А, $U = 24$ В, $Q = 921,6$ Дж/мм). В ходе исследования микроснимков разных образцов не выявлено большого количества серьезных структурных дефектов, характерных для литых и сварных изделий (крупные поры, усадочные раковины и т. д.). Однако в образцах присутствуют микропоры, разнотернистость и гетерогенность структуры. Последние два недостатка можно устранить с помощью ТО. Следует отметить получение мелкозернистой высокодисперсной структуры для всех режимов наплавки.

Также для количественного анализа микроструктур сплавов, полученных при различных режимах наплавки, получены значения фрактальной размерности микроструктур D_F по всей высоте наплавленной стенки без учета первого и последнего слоя (припуска) (рис. 5).

Анализ полученных данных по изменению фрактальной размерности микроструктуры по высоте наплавленной стенки показывает значительные структурные изменения, особенно для образца, полученного при более высоких значениях погонной энергии наплавки.

На рис. 6 показана величина разброса значений фрактальной размерности ΔD_F , определяющая структурную неоднородность сплава по высоте исследуемого образца.

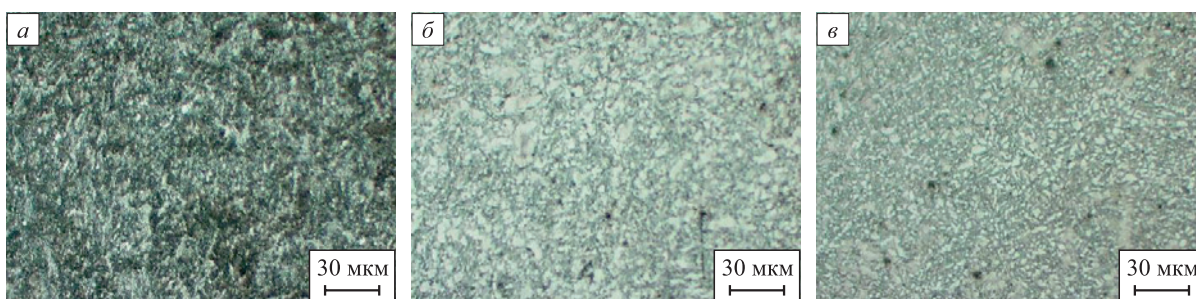


Рис. 4. Микроструктура наплавленной стенки вблизи подложки (а), в центре образца (б) и в его вершине (в) (сталь 30ХГСА, образец 9, $Q = 1296$ Дж/мм)

Fig. 4. Microstructure of the deposited wall near the substrate (a), in the center of the sample (b) and at its apex (c) (steel 30KhGSA, sample 9, $Q = 1296$ J/mm)

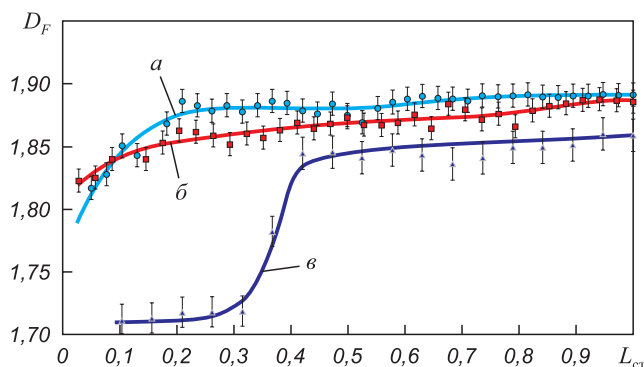


Рис. 5. Зависимость фрактальной размерности изображения микроструктур сплавов от доли высоты наплавленной стенки L_{wt} при различных значениях погонной энергии наплавки: образец 1 – $Q = 518,4$ Дж/мм (а); образец 5 – $Q = 921,6$ Дж/мм (б); образец 9 – $Q = 1296$ Дж/мм (в)

Fig. 5. Dependence of the microstructural image fractal dimension on the fraction of the deposited wall height L_w at different values of surfacing input energy of: sample 1 – $Q = 518.4$ J/mm (a); sample 5 – $Q = 921.6$ J/mm (b); sample 9 – $Q = 1296$ J/mm (c)

С точки зрения структурной однородности сплава по высоте наплавленной заготовки наиболее оптимальными являются режимы с величиной погонной энергии порядка 900 Дж/мм. При более низких значениях погонной энергии структура становится более неоднородной, фиксируется наличие большого количества пор и элементов нерасплавленной проволоки, что недопустимо. При более высоких значениях погонной энергии наплавки новых слоев уже кристаллизовавшегося и остывшему металлу сообщается значительное количество тепла. Это приводит к протеканию процессов изменения микроструктуры, среди которых присутствуют фазовая перекристаллизация, закалка, отпуск и т. д. В результате структура металла по сечению стенки становится в высшей степени неоднородной.

Также для оценки влияния различных режимов наплавки на свойства материала проводилось измере-

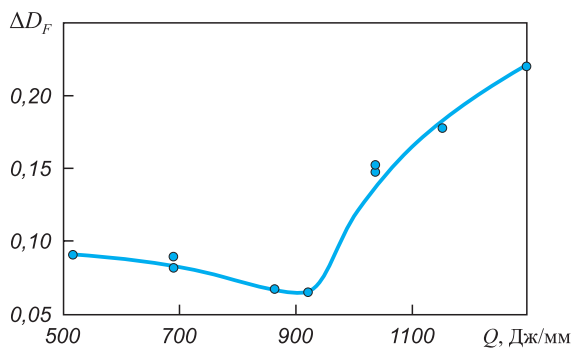


Рис. 6. Величина разброса значений фрактальной размерности ΔD_F изображения микроструктуры от погонной энергии наплавки

Fig. 6. Spread of the fractal dimension values ΔD_F of microstructural images from the values of surfacing input energy

ние микротвердости. Результаты оценки микротвердости в зависимости от значений погонной энергии процесса наплавки показаны на рис. 7.

Анализ приведенных данных указывает на значительное влияние погонной энергии наплавки на микротвердость сплава. Так, при увеличении значений погонной энергии процесса наблюдается монотонное снижение усредненных показателей микротвердости по высоте выращенной заготовки, связанное, прежде всего, с тем, что при увеличении подводимой энергии наплавки увеличивается температура в зоне плавления металла. Это способствует выгоранию химических элементов и, в первую очередь, углерода, что вызывает разупрочнение материала. Размер зерен при этом практически не меняется.

Данный факт подтверждается проведенным химическим анализом наплавленных заготовок. Так, при увеличении значений погонной энергии процесса наплавки выше 900 Дж/мм отмечено снижение содержания в сплаве углерода, кремния и магния с 0,3 до 0,2 %, с 1 до 0,75 % и с 1 до 0,7 % соответственно.

Кроме этого, анализ значений микротвердости показывает следующее: для образцов, полученных при показателях погонной энергии процесса до 900 Дж/мм, по всей высоте наплавленной стенки происходит незначительное изменение микротвердости. При больших значениях погонной энергии процесса наблюдается увеличение микротвердости от основания образца к его вершине, особенно интенсивно для верхних слоев металла. Повышение твердости верхних слоев может быть связано с меньшим временем их нахождения при критических температурах, поэтому не успевают происходить процессы отпуска.

Выводы

Исходя из проведенных исследований, в качестве режима 3D-печати электродуговой наплавкой для сплава Нп-30ХГСА может быть выбран режим с погон-

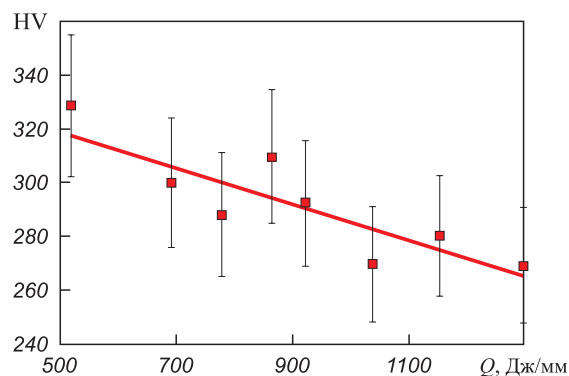


Рис. 7. Зависимость микротвердости сплава 30ХГСА от погонной энергии процесса наплавки

Fig. 7. Dependence of 30KhGSA alloy microhardness on the values of surfacing input energy

ной энергией порядка 921,6 Дж/мм (сила сварочного тока 160 А, напряжение 24 В, скорость печати 200 мм/мин). В качестве защитного газа используется сварочная смесь $\text{Ar} = 80\%$, $\text{CO}_2 = 20\%$ со скоростью подачи 15 л/мин. Выбор данного режима обоснован, прежде всего, отсутствием в микроструктуре дефектов в виде пор и нерасплавившейся проволоки, достаточно высокой производительностью обработки (табл. 2), а также незначительной структурной неоднородностью (рис. 4).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D., Min S., Pfefferkorn F.E. Energy consumption model for additive-subtractive manufacturing processes with case study. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2018;5(4):459–466. <https://doi.org/10.1007/s40684-018-0049-y>
2. Pinto-Lopera J.E., Motta J.M.S.T., Absi Alfaro S.C. Real-time measurement of width and height of weld beads in GMAW processes. *Sensors*. 2016;16(9):1500. <https://doi.org/10.3390/s16091500>
3. Li J.L.Z., Alkahari M.R., Rosli N.A.B., Hasan R., Sudin M.N., Ramli F.R. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing. *International Journal of Automation Technology*. 2019;13(3):346–353. <https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346>
4. Kah P., Latifi H., Suoranta R., Martikainen J., Pirinen M. Usability of arc types in industrial welding. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. 2014;9:15. <https://doi.org/10.1186/s40712-014-0015-6>
5. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;81:465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
6. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;35:127–139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
7. Аносов М.С., Шатагин Д.А., Михайлов А.М., Андронов Д.В. Обоснование применения технологии 3D-печати электродуговой наплавкой для получения деталей в условиях мелкосерийного производства. *Актуальные проблемы науки и образования в условиях современных вызовов: Сборник материалов XIII Международной научно-практической конференции, Москва, 15 августа 2022 года*. Москва: Печатный цех; 2022:291–295.
8. Кудряшов В.А., Лапышев А.А. Создание аддитивных технологий с учетом усталостного поведения материала в авиационном инжиниринге. *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2018;20(4–3(84)):406–413.
Kudryashov V.A., Lapyshev A.A. Creation of additive technologies according to fatigue behaviour of material in aviation engineering. *Izvestiya Samarского nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*. 2018;20(4–3(84)):406–413. (In Russ.).
9. Кубанова А.Н., Сергеев А.Н., Добровольский Н.М., Гвоздев А.Е., Медведев П.Н., Малий Д.В. Особенности материалов и технологий аддитивного производства изделий. *Чебышевский сборник*. 2019;20(3):453–477. <https://doi.org/10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477>
Kubanova A.N., Sergeev A.N., Dobrovolskii N.M., Gvozdev A.E., Medvedev P.N., Maliy D.V. Materials and technologies for production products by additive manufacturing. *Chebyshevskii Sbornik*. 2019;20(3):453–477. (In Russ.). <https://doi.org/10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477>
10. Garashchenko Y., Glushko A., Kobets O., Harashchenko O. Fractal analysis of structural and phase changes in the metal of welded steam pipe joints. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77719-7_4
11. Красикова И.Е., Красиков И.В., Картузов В.В. Корреляция значений фрактальных характеристик структуры материала по электронно-микроскопическим фотографиям поверхности образцов со значениями их физико-механических характеристик. *Электронная микроскопия и прочность материалов. Серия: Физическое материаловедение, структура и свойства материалов*. 2016;(22):3–9.
Krasikova I.E., Krasikov I.V., Kartuzov V.V. Correlation of fractal characteristics of the material structure by electron-microscopic images of the sample surface with their physical and mechanical properties *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost' materialov. Seriya: Fizicheskoe materialovedenie, struktura i svoistva materialov*, 2016;(22):3–9. (In Russ.).
12. Zaiser M., Bay K., Hähner P. Fractal analysis of deformation-induced dislocation patterns. *Acta Materialia*. 1999;47(8):2463–2476. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00096-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00096-8)
13. Kabaldin Y.G., Anosov M.S., Shatagin D.A. Evaluation of the mechanism of the destruction of metals based on approaches of artificial intelligence and fractal analysis. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020;709:033076. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/709/3/033076>
14. Rodrigues T.A., Duarte V., Miranda R.M., Santos T.G., Oliveira J.P. Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM). *Materials (Basel)*. 2019;12(7):1121. <https://doi.org/10.3390/ma12071121>
15. Bai X., Zhang H., Wang G. Modeling of the moving induction heating used as secondary heat source in weld-based additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;77:717–727. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6475-2>
16. Donoghue J., Antonysamy A.A., Martina F., Colegrove P.A., Williams S.W., Prangnell P.B. The effectiveness of combining rolling deformation with Wire-Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*. 2016;114:103–114. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.02.001>
17. Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А., Аносов М.С., Колчин П.В., Киселев А.В. Диагностика процесса 3D-печати на станке с ЧПУ с использованием подходов машинного обучения. *Вестник машиностроения*. 2021;(1):55–59. <https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59>
Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kolchin P.V., Kiselev A.V. Diagnostics of 3D-printing on a CNC machine

using machine learning approaches. *Vestnik mashinostroyeniya*. 2021;(1):55–59. (In Russ.).

<https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59>

18. Чинахов Д.А. Исследование и разработка технологии сварки многослойных соединений из стали 30ХГСА, обеспечивающей гарантированное качество сварных соединений с минимальными ресурсо- и трудозатратами. *Современные наукоемкие технологии*. 2006;(3):73–75.

Chinakhov D.A. Research and development of technology for welding multilayer joints from 30KhGSA steel, providing guaranteed quality of welded joints with minimal resource and labor costs. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*. 2006;(3):73–75. (In Russ.).

19. Атрошенко В.В., Тёфанов В.Н., Краев К.А. К вопросу об управлении переносом электродного металла при дуго-

вой сварке плавящимся электродом с короткими замыканиями дугового промежутка. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2008;11(2):146–154.

Atroshchenko V.V., Tefanov V.N., Kraev K.A. On control of metal transfer during welding by consumable electrode with a short circuit of arc interval. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008;11(2):146–154.

20. Gonchar A.V., Kurashkin K.V., Andreeva O.V., Anosov M.S., Klyushnikov V.A. Fatigue life prediction of structural steel using acoustic birefringence and characteristics of persistent slip bands. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2022;45(1):101–112.

<https://doi.org/10.1111/ffe.13586>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Максим Сергеевич Аносов, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: anosov-maksim@list.ru

Дмитрий Александрович Шатагин, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: dmitsanych@gmail.com

Михаил Алексеевич Чернигин, инженер, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: dmitsanych@gmail.com

Юлия Сергеевна Мордовина, инженер по учебному процессу, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: ips4@nntu.ru

Екатерина Сергеевна Аносова, ассистент, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: katena.zav@mail.ru

Maksim S. Anosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: anosov-maksim@list.ru

Dmitrii A. Shatagin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: dmitsanych@gmail.com

Mikhail A. Chernigin, Engineer, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: dmitsanych@gmail.com

Yuliya S. Mordovina, Academic Activity Engineer, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: ips4@nntu.ru

Ekaterina S. Anosova, Assistant, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: katena.zav@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. С. Аносов – составление плана экспериментального исследования, фрактальный анализ изображений микроструктур, научное руководство.

Д. А. Шатагин – проведение наплавки и механической обработки экспериментальных образцов

М. А. Чернигин – металлографический анализ, измерение микротвердости, проведение химического анализа заготовок после наплавки.

Ю. С. Мордовина – металлографический анализ, анализ микротвердости, оформление и редактирование статьи.

Е. С. Аносова – анализ изменения химического состава сплава и геометрии образцов.

M. S. Anosov – drawing up experimental plan, fractal analysis of images of microstructures, scientific guidance.

D. A. Shatagin – surfacing of experimental samples and their mechanical processing.

M. A. Chernigin – metallographic analysis, microhardness measurement, chemical analysis of the billets after surfacing.

Yu. S. Mordovina – metallographic analysis, microhardness analysis, design and editing of the article.

E. S. Anosova – analysis of changes in the alloy chemical composition, analysis of the samples geometry.

Поступила в редакцию 15.03.2023

После доработки 19.04.2023

Принята к публикации 24.04.2023

Received 15.03.2023

Revised 19.04.2023

Accepted 24.04.2023