

DOI: 10.53078/20778481_2021_3_24

УДК 621.791.763.2

Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ В СРЕДЕ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ

F. G. Lovshenko, A. S. Fedosenko, A. S. Olentsevich

SPECIFIC FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN GAS-SHIELDED ARC SURFACING

Аннотация

Приведены результаты исследований, направленные на установление закономерностей формирования структуры металла при дуговой наплавке в среде защитных газов. Установлены технологические и металлургические факторы, оказывающие влияние на структуру слоя, которые обеспечивают измельчение зерна материала. Определен перечень сталей пригодных для формирования изделий многослойной наплавкой, а также проведена оценка фазового состава металла в зависимости от скорости охлаждения.

Ключевые слова:

наплавленный металл, сварной шов, размер зерна, наплавка в среде защитных газов, плазменная наплавка, режимы наплавки, коэффициент углерода, фазовый состав.

Для цитирования:

Ловшенко, Ф. Г. Особенности структурообразования при дуговой наплавке в среде защитных газов / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, А. С. Оленцевич // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2021. – № 3(72). – С. 24–34.

Abstract

The results of research aimed at establishing specific features of metal structure formation during gas-shielded arc surfacing are presented. Technological and metallurgical factors have been established which influence the layer structure and provide the grain refinement of the material. The list of steels suitable for the formation of products by multilayer surfacing has been determined, and phase composition of the metal has been assessed depending on the cooling rate.

Keywords:

deposited metal, weld seam, grain size, gas-shielded surfacing, plasma cladding, surfacing modes, carbon factor, phase composition.

For citation:

Lovshenko, F. G. Specific features of structure formation in gas-shielded arc surfacing / F. G. Lovshenko, A. S. Fedosenko, A. S. Olentsevich // The Belarusian-Russian university herald. – 2021. – № 3(72). – P. 24–34.

Введение

Аддитивные технологии имеют ряд преимуществ [1]. Они перспективны в аэрокосмической отрасли, медицине, автомобильной промышленности [2–4]. В настоящее время они внедряются в

классическое машиностроение. Это связано с тем, что их применение позволяет на порядок ускорить научно-исследовательские разработки и изготовление опытных образцов. При производстве сложных изделий большого размера позволяет производить готовую продукцию

со значительным сокращением трудовых и денежных ресурсов [5].

В настоящее время наиболее популярными способами получения изделий из металлов в области аддитивных технологий являются селективное лазерное сплавление (SLM) и лазерная наплавка с непосредственной подачей порошка в область построения (DMD). Однако данные технологии отличаются целым рядом существенных недостатков, включая высокую стоимость и сложность оборудования, низкую производительность, ограниченность размера получаемых изделий. В связи с этим во всем мире ведутся работы по адаптации классических технологий наплавки к использованию в сфере послойного синтеза. К ним, в частности, можно отнести дуговую наплавку в среде защитных газов [6].

Несмотря на преимущества дуговой наплавки перед (SLM) и (DMD) технологиями, остается не решенным целый ряд вопросов, одним из которых является образование ярко выраженной дендритной структуры [7], что свойственно и изделиям, изготавливаемым выше упомянутыми способами. Получаемая крупнозернистая структура отрицательно влияет на свойства наплавленного материала. В первую очередь, на его прочность и пластичность. Помимо этого, для высоколегированных сплавов данное явление может сопровождаться химической неоднородностью, что оказывает отрицательное влияние на эксплуатационные характеристики изделия. Исходя из вышесказанного, следует, что поиск путей, обеспечивающих формирование мелкозернистой структуры, является важным и актуальным.

Целью исследования, результаты которого представлены в настоящей работе, являлось изучение особенностей структурообразования материала, наплавленного в среде защитных газов, а также определение путей, позволяющих улучшить данную структуру.

Методики проведения экспериментов

При получении образцов для микроанализа использовали линию пробоподготовки. Травление осуществлялось насыщенным раствором пикриновой кислоты в изоамиловом спирте, а также раствором царской водки. Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе МКИ-2М.

Измерение твердости проводилось по методу Виккерса на приборе Indentek ZHV.

Наплавка производилась на сварочном роботе Fanuc M-710IC/50 сварочной проволокой Св-09Г2С при скорости подачи проволоки 2,6 м/мин, скорости наплавки 30...60 см/мин. Для защиты использовалась смесь 80 % Ag + 20 % CO₂, диаметр сварочной проволоки составлял 1,2 мм, расход газа – 20 л/мин. В качестве основного металла применяли стали Ст3пс, 70С3А, сталь 45, 12Х18Н10.

Наплавка низкоуглеродистых легированных сталей осуществлялась на установке EuTronic GAP 2501 DC горелкой для плазменной наплавки GAP E150P. Процесс проводили на следующих режимах: сила тока – 45 А, подача порошка – 5 г/мин, скорость наплавки – 30 см/мин.

Результаты исследований

1. Влияние материала подложки и режимов ее термической обработки на структуру наплавленного металла.

В условиях формирования изделия послойной наплавкой зачастую облегчается процесс эпитаксиального роста кристаллов металла из зерен предыдущего слоя. В случае применения способов послойного лазерного сплавления или послойного сплавления электронным лучом, данное явление, в ряде случаев, оказывает положительный эффект, поскольку обеспечивает образование наследственной кристаллической структуры [1]. Однако, при дуговых способах наплавки,

когда объем расплавленного металла значительно больше, чем в классических способах АТ, эпитаксиальный рост зерен будет способствовать образованию наследственной крупнозернистой структуры, состоящей из дендритных зерен значительного размера.

Поскольку размер зерен при проявлении эффекта эпитаксиального роста от подложки будет зависеть от исходной структуры самой плиты, изменение размера зерна основы, на которой формируется наплавленный слой, должно оказывать определенное влияние и на размер зерен в наплавленном слое. Для подтверждения данного предположения изучено влияние химического состава

стали и режима термической обработки (закалка и отжиг).

В результате исследования было установлено, что в непосредственной близости от зоны сплавления на участке высотой до 0,5 мм формируется мелкозернистая структура с размером вытянутых зерен в поперечном сечении не более 25 мкм. Однако в дальнейшем, при высоте более 0,5 мм, размер зерна начинает заметно увеличиваться.

Данное явление характерно как для образцов из отожженной стали, так и для образцов из стали закаленной.

Закалка низкоуглеродистой стали незначительно изменяет размер зерна в области зоны сплавления (рис. 1).

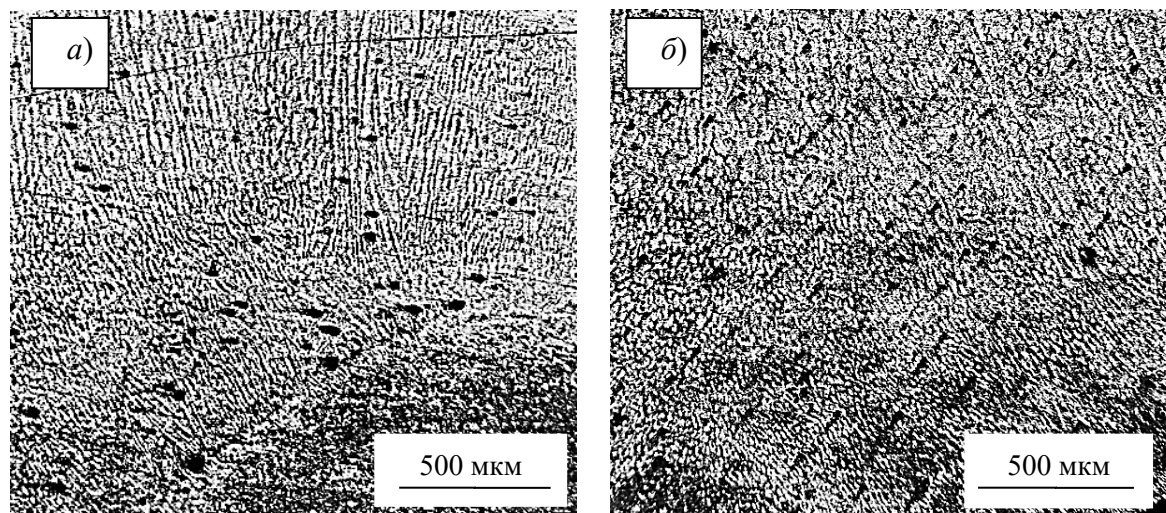


Рис. 1. Структура шва наплавленного металла на низкоуглеродистую сталь Ст3пс: а – закаленная основа; б – отожженная основа

Наиболее выражено влияние термической обработки на подложках из стали марки 12Х18Н10 (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что закалка данной стали приводит к измельчению зерна в материале. При этом выраженная дендритная структура сохраняется.

На подложке из стали марки 70С3А также прослеживается влияние термической обработки основы на структуру наплавленного слоя. Так, в случае отжига дендритная структура шва состоит из крупных зерен, распо-

ложенных перпендикулярно теплоотводу. Слой, полученный наплавкой на закаленную подложку, отличается зернами меньшего размера (рис. 3).

Для стали 45 выраженного эффекта от термической обработки не наблюдается. При этом образующаяся дендритная структура отличается достаточно большим размером зерен (рис. 4).

Таким образом, можно отметить положительную роль закалки материала подложки, выражающуюся в образовании более мелкого зерна в области,

непосредственно прилегающей к зоне сплавления. Во всех случаях с удалением от зоны сплавления на 0,3...0,5 мм наблюдается рост зерен, сечение кото-

рых растет с отдалением от данной области. При этом наибольший эффект наблюдается при использовании модельной плиты из легированных сталей.

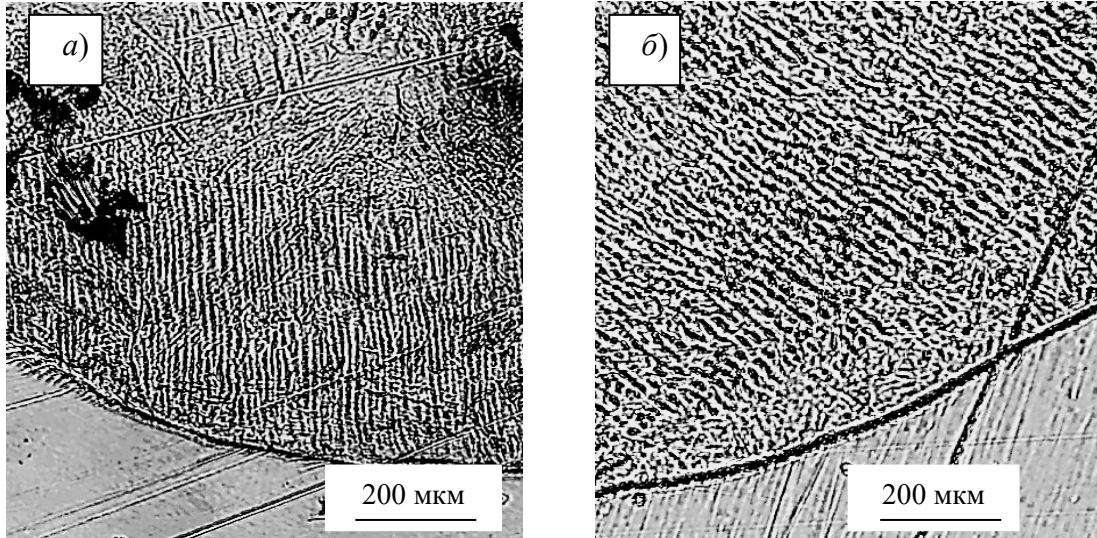


Рис. 2. Структура наплавленного металла в зоне сплавления на подложке из стали марки 12X18H10

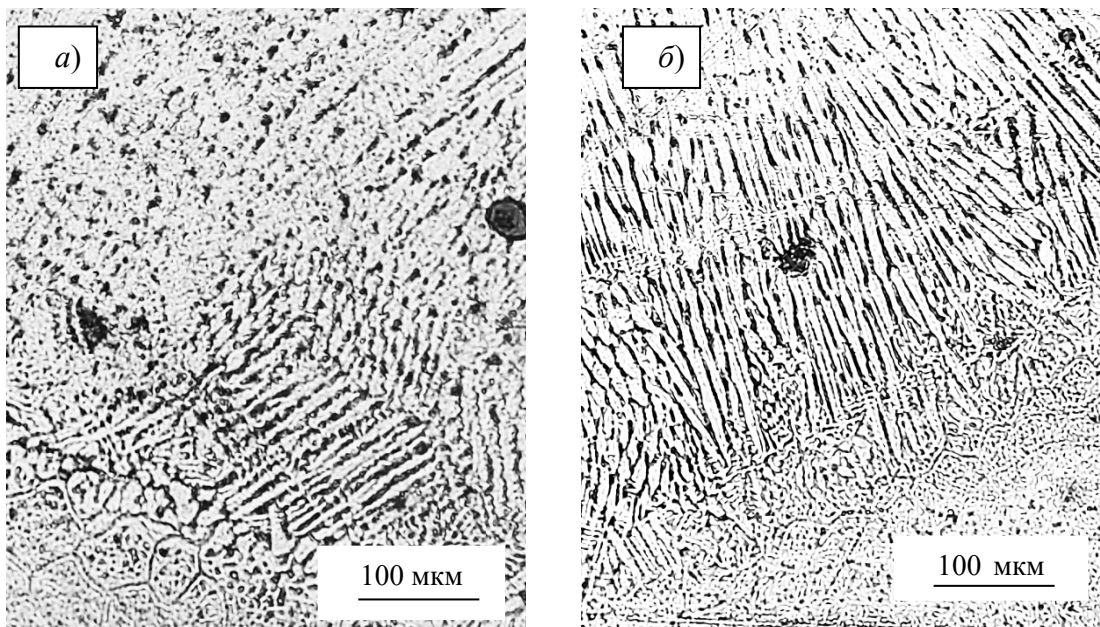


Рис. 3. Структура наплавленного металла в зоне сплавления на подложке из стали марки 70C3A: а – отожженная; б – закаленная

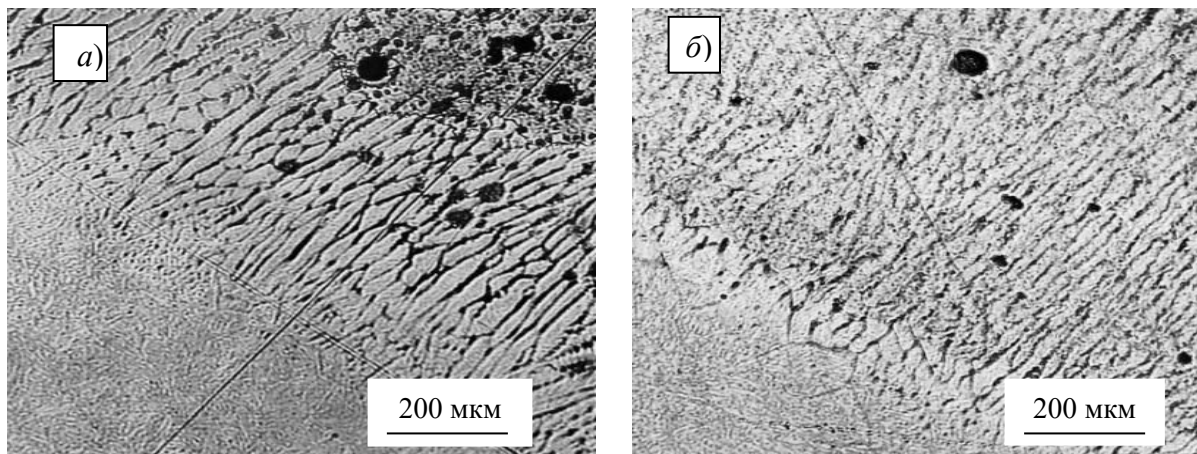


Рис. 4. Структура наплавленного металла в зоне сплавления на подложке из стали 45: *a* – закаленная поверхность; *б* – отожженная поверхность

2. Влияние режимов многослойной наплавки на формирование структуры металла.

Исследуемые образцы включали по три слоя, наплавленных друг на друга. Изучалось влияние скорости формирования образцов, что достигалось изменением временного интервала между нанесением каждого последующего слоя.

Установлено, что наиболее мелкой структурой обладает участок сплавления

двух слоев. Благодаря быстрой кристаллизации данная зона представляет собой область с мелким зерном, при этом участков, характерных для классической зоны термического влияния, не наблюдается. Можно сказать, что структура каждого последующего слоя аналогична структуре слоя, образованного на поверхности основного материала (рис. 5).

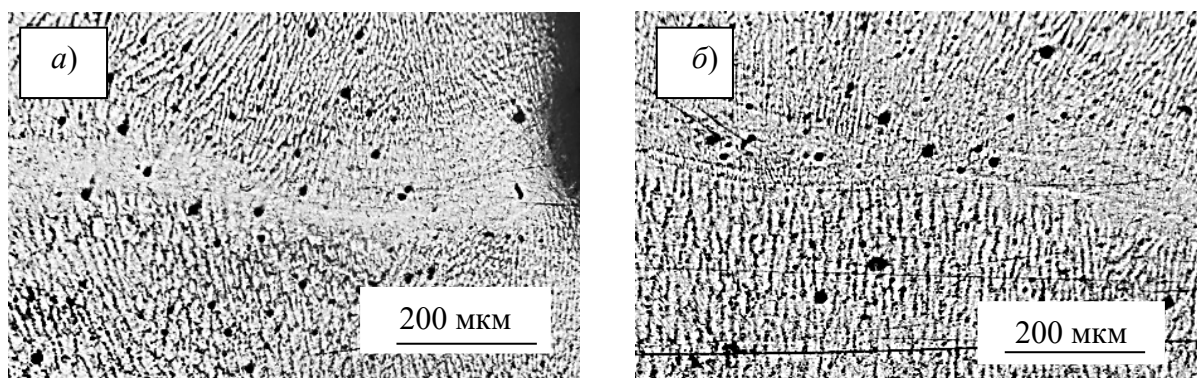


Рис. 5. Зона сплавления двух последовательно наложенных слоев

При этом стоит отметить, что размер формирующихся дендритов во втором и последующих слоях, в области, непосредственно прилегающей к зоне сплавления, крупнее, чем в первом слое

на границе с модельной плитой. Это обусловлено более медленным теплоотводом, в силу достаточно высокой температуры поверхности валиков наплавленного металла.

Установлено, что сокращение интервала между последовательно наплавленными слоями металла способствует образованию более мелкозернистой структуры в слоях (рис. 6). Данный эффект можно объяснить более значительной переплавкой предыдущего слоя, что способствует сохранению лишь части шва с относительно небольшим размером зерна. При этом выраженного эпитаксильного роста

зерен не наблюдается во всем интервале изменения режимов многослойной наплавки.

Выявлено, что в периферической области шва, не контактирующей с металлом подложки, формируется достаточно мелкая структура, отличающаяся правильной формой зерен (рис. 7). Наиболее мелкие зерна образуются на расстоянии до 0,2 мм от крайней внешней границы наплавленного металла.

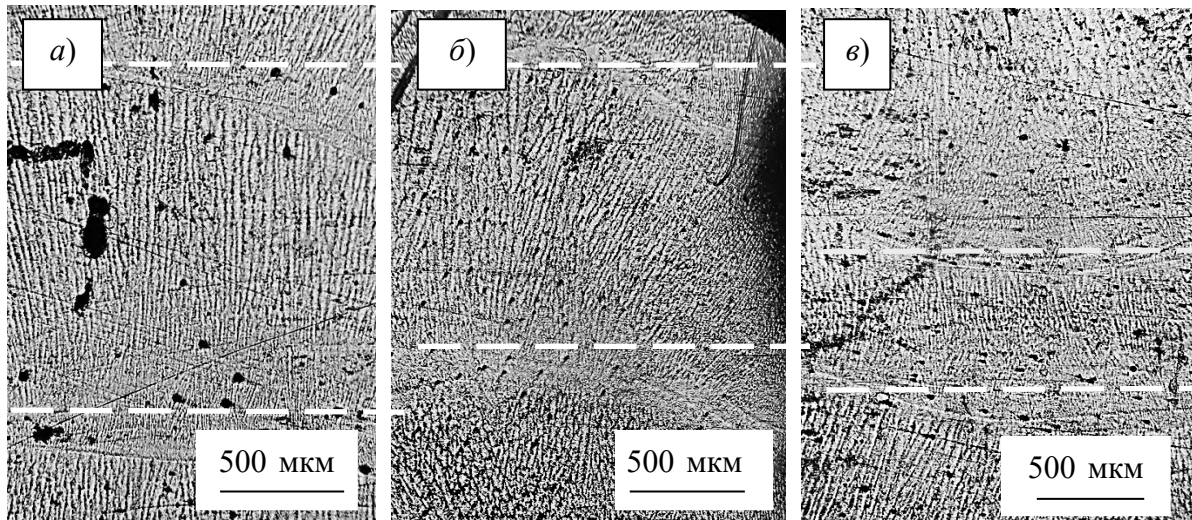


Рис. 6. Структура многослойных швов в зависимости от интервала времени между проходами: а – 30 с; б – 15 с; в – 0 с

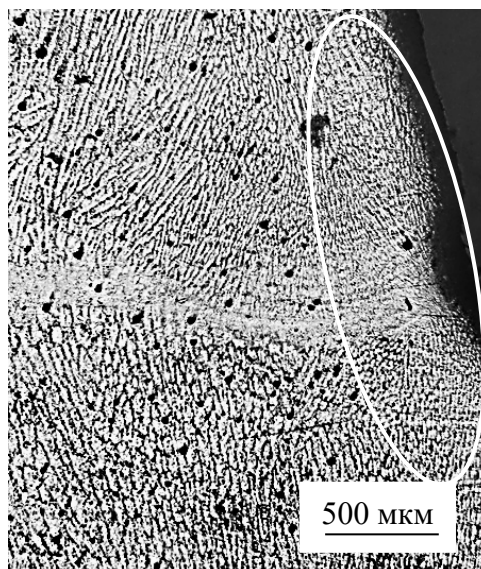


Рис. 7. Зона образования мелких равноосных зерен

Формирование данной зоны обусловлено относительно быстрым охлаждением периферии наплавленного металла в процессе теплообмена с окружающей средой. С большой долей вероятности можно предположить, что, интенсифицируя внешнее охлаждение, можно увеличить ширину данной области, к примеру, используя защитный газ с низкой температурой, а также более интенсивный обдув зоны остывающего металла.

На ряде образцов наплавка металла проводилась со смещением относительно центральной оси шва. В данном случае

изменялось и направление роста зерен, ориентация которых относительно вертикали отклонялась на угол $45^\circ \dots 60^\circ$. При этом, как видно из рис. 8, а, б, в наплавленном слое формируются области, состоящие из зерен достаточно правильной формы. Данное явление позволяет предположить, что на структуру наплавленного металла можно влиять путем определенной последовательности наложения швов, каждый из которых должен формироваться в заданном пространственном положении относительно предыдущего.

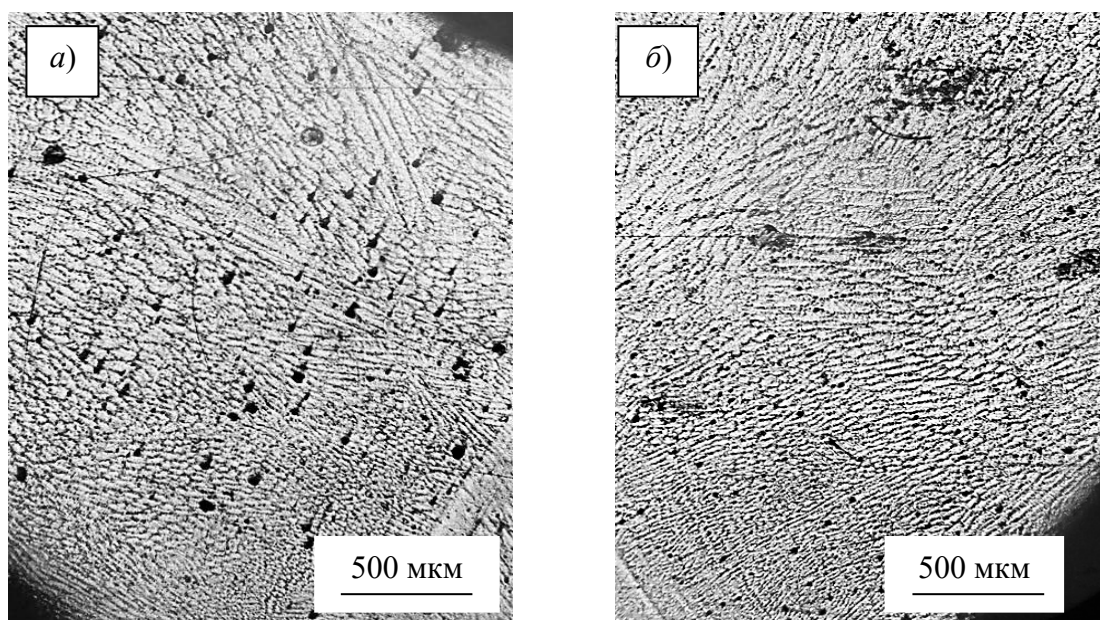


Рис. 8. Области наплавленного металла с равноосной формой зерен

3. Влияние химического состава наплавленного материала на структуру формируемого слоя.

Несмотря на положительное влияние технологических параметров процесса наплавки на структуру металла, полученные результаты можно считать не достаточными, поскольку это не позволяет устранить образование дендритов. С целью улучшения структуры дополнительно было изучено влияние химического состава наплавленного материала. Анализировалось влияние со-

держания углерода и легирующих элементов, поскольку их содержание оказывает определенное влияние на скорость кристаллизации металла и размер зерна в нем.

С увеличением содержания углерода и легирующих компонентов возрастает вероятность образования закалочных структур, способствующих росту твердости и внутренних напряжений в металле. Последнее может способствовать деформации изделия и даже образованию трещин. Оценку

возможности использования стали с целью формирования изделия проводили по значению эквивалента углерода [8]. Данная характеристика позволяет определить свариваемость сталей исходя из вероятности образования трещин. Полученные результаты представлены в табл. 1.

Здесь к сталям с эквивалентом углерода до 0,51 относятся сплавы, свариваемые без ограничений при нормальных температурах окружающей среды. Стали, для которых эквивалент углерода находится в интервале от 0,51 до 0,6, как правило, требуют дополнительного под-

грева до температуры 100 °С...150 °С [8]. Они были включены в список потенциально возможных для использования, поскольку при многослойной наплавке поверхность имеет температуру, как правило, существенно превосходящую указанные значения.

Для ряда сталей, приведенных выше, были выполнены расчеты, позволившие установить теоретический фазовый состав металла и количество каждой из фаз [9]. Результаты расчетов представлены в табл. 2.

Табл. 1. Классификация сталей в зависимости от значения эквивалента углерода

Легированная сталь с $C_{\text{экв}} < 0,51$	Легированная сталь с $C_{\text{экв}} 0,51 \dots 0,6$
20Г, 09Г2, 10Г2, 14Г2, 15ГС, 17ГС, 17Г1С, 20ГС, 09Г2С, 10Г2С1, 06ГФБА-А, 15ХФ, 33ХС, 10ХСНД, 15ХСНД, 20ХН, 12ХН2, 12ХН3А, 20ХН3А	30Г, 18Г2С, 23Г2А, 26Г2С, 40Г2, 50Г2, 15Х, 20Х, 30Х, 35Х, 40Х, 50Х, 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХГР, 30ХГТ, 25ХГМ, 14Х2ГМР, 14ХМНДФР, 38ХС, 40ХС, 30ХМ, 30ХМА, 36НХ, 20ХНР

Табл. 2. Результаты расчетов фазового состава металла, в зависимости от скорости охлаждения

Сталь	$\omega = 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\omega = 10 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\omega = 20 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\omega = 50 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\omega = 100 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$
18ХГТ	100 % – Ф	10 % – Ф, 3 % – П, Б – ост.	5 % – Ф, 1,5 % – П, Б – ост.	39 % – Б, М – ост.	19 % – Б, М – ост.
25ХГМ	54 % – Ф, 24 % – П, Б – ост.	5 % – Ф, 2,4 % – П, Б – ост.	2,7 % – Ф, 1,2 % – П, Б – ост.	32 % – Б, М – ост.	15 % – Б, М – ост.
20ХНР	100 % – Ф	10 % – Ф, 3,5 % – П, Б – ост.	5 % – Ф, 1,7 % – П, Б – ост.	35 % – Б, М – ост.	17 % – Б, М – ост.
<i>Примечание</i> – Ф-феррит; П – перлит; Б – бейнит; М – мартенсит					

Таким образом, исходя из полученных данных, следует, что при непрерывном охлаждении с постоянной скоростью до 100 °С/с в наплавляемом металле, в зависимости от интенсивности охлаждения, образуется сложный фазовый состав, в котором основную долю

занимает мартенсит.

Поскольку металлографически крайне сложно определить соотношение фаз, присутствующих в наплавленном металле, практическую оценку полученных результатов провели путем измерения твердости слоя. Пользуясь

справочными значениями твердости основных фаз, которыми являются феррит (перлит) и мартенсит, можно достаточно легко определить, какая из фаз является преобладающей в наплавляемом материале.

Результаты измерения твердости образцов (рис. 9) показали, что твердость образцов относительно не высо-

ка, и заметно снижается от подложки к верхней части образцов. Ее значение не превышает 330 HV у основания наплавленного слоя и достигает всего 170 HV в верхней части.

Стоит отметить, что на микрошлифах, полученных плазменной наплавкой, форму и размер зерна установить не удалось (рис. 10).

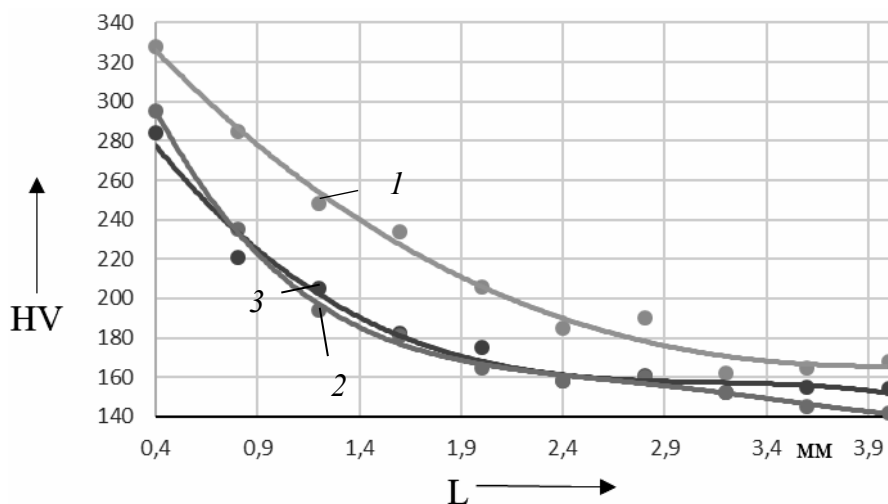


Рис. 9. Изменение твердости наплавленного металла по сечению от корня шва: 1 – 25ХГМ; 2 – 18ХГТ; 3 – 20ХГР

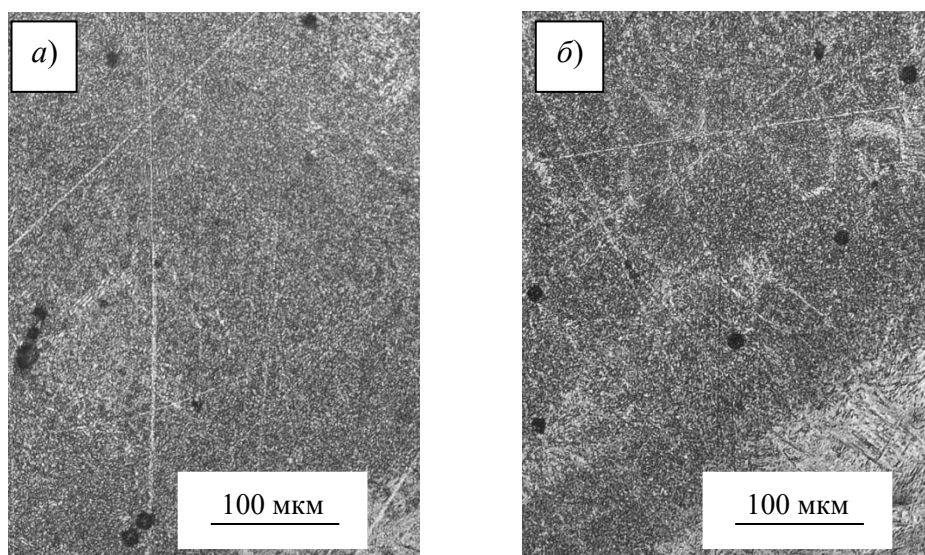


Рис. 10. Структура металла, полученного плазменной наплавкой механически легированных порошков: а – 25ХГМ; б – 18ХГТ

Данное явление может быть объяснено небольшим размером зерна, а также сложным фазовым составом. Оба фактора приводят к образованию на протравленной поверхности сплошного темного поля без видимых границ между отдельными структурными составляющими. Вероятно, на данный эффект оказывает влияние и способ получения порошков, которые были изготовлены по технологии реакционного механического легирования.

Выводы

1. Закалка основного металла позволяет достичь измельчения зерна наплавленного слоя до размера не более 25 мкм в поперечном сечении, сохраняющегося на высоту 0,3...0,5 мм в перпендикулярном направлении от линии сплавления. При этом, с удалением от данной области зерна начинают увеличиваться.

2. Для образования наплавленного слоя с наиболее мелкозернистой структурой толщина слоя металла, наплаваемого за один проход, не должна превышать 0,7 мм.

3. При многослойной дуговой наплавке в среде смеси аргон + CO₂ структура предыдущего слоя практически не оказывает влияния на структуру последующего – каждый новый слой начинается областью с наименьшим размером

зерна, величина которого растет по мере удаления от зоны сплавления.

4. Сокращение временного интервала между наложением слоев способствует измельчению зерна, что обусловлено более высокой температурой поверхности металла, способствующей более полной переплавке предыдущего шва.

5. Измельчения зерна в наплавленном металле можно достичь, используя более интенсивное охлаждение кристаллизующегося металла шва, увеличение скорости наплавки, уменьшение объема металла, наплаваемого за один проход, а также формированием швов с определенной пространственной ориентацией относительно предыдущих.

6. Согласно выполненным расчетам, а также результатам проведенных исследований, для формирования изделий многослойной наплавкой можно использовать широкую гамму легированных сталей, применение которых должно обеспечить более мелкозернистую структуру материала и увеличение его механических свойств. При этом постоянное тепловложение в металл, замедляющее охлаждение изделия, в значительной степени исключает существенное упрочнение материала и внутренние напряжения, характерные для процесса сварки, сопровождающегося интенсивным теплоотводом в основной металл.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy [et al.] // *Progress in Materials Science*. – 2018. – № 92. – P. 112–224.
2. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 / T. Petrat [et al.] // *Physics Procedia*. – 2016. – Vol. 83. – P. 761–768.
3. **Rani, A. M. A.** Manufacturing methods for medical artificial prostheses – a review / A. M. A. Rani, R. Fua-Nizan, M. Y. Din // *Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences. Special Issue on Medical Device and Technology*. – 2017. – P. 464–469.
4. **Kair, A. B.** Additive Manufacturing and Production of Metallic Parts in Automotive Industry. A Case Study on Technical, Economic and Environmental Sustainability Aspects [Electronic resource] / A. B. Kair, S. Konstantinos. – Mode of access: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:740682/FULLTEXT01.pdf>. – Date of access: 26.05.2019.
5. **Thomas, D. S.** Economics of the U.S. Additive Manufacturing Industry [Electronic resource] / D. S. Thomas. – Mode of access: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1163>. – Date of access: 23.06.2019.

6. **Коротеев, А. О.** Аддитивная технология создания объемных металлических изделий на основе дуговой сварки с импульсной реверсивной подачей присадочного материала / А. О. Коротеев, В. П. Долячко, В. П. Куликов // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2019. – № 4 (65). – С. 15–25.

7. **Chen, Shen.** Application of wire-arc additive manufacturing (WAAM) process in in-situ fabrication of iron aluminide structures [Electronic resource] / Shen Chen. – Mode of access: <https://ro.uow.edu.au/cgi/viewcontent.cgi?article=5865&context=theses>. – Date of access: 15.03.2021.

8. **Макаров, Э. Л.** Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин. – Москва: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.

9. **Ефименко, Л. А.** Металловедение и термическая обработка сварных соединений: учебное пособие / Л. А. Ефименко, А. К. Прыгаев, О. Ю. Елагина. – Москва: Логос, 2007. – 456 с.

Статья сдана в редакцию 30 июня 2021 года

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук., проф., Белорусско-Российский университет.

Алексей Сергеевич Федосенко, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет.
Тел.: +375-295-46-96-34.

Алексей Сергеевич Оленцевич, магистрант, Белорусско-Российский университет.

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University.

Alexey Sergeyevich Fedosenko, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University.
Tel.: +375-295-46-96-34

Alexey Sergeyevich Olentsevich, MSc student (Engineering), Belarusian-Russian University.