

## Влияние режима 3D-печати на химический состав и структуру стали 30ХГСА

© 2024

**Кабалдин Юрий Георгиевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология и оборудование машиностроения»  
**Аносов Максим Сергеевич\***, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения»  
**Мордовина Юлия Сергеевна**, аспирант, инженер по учебному процессу института переподготовки специалистов  
**Чернигин Михаил Алексеевич**, аспирант, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения»

*Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород (Россия)*

\*E-mail: anosov.ms@nntu.ru,  
anosov-maksim@list.ru

Поступила в редакцию 31.07.2023

Принята к публикации 18.12.2023

**Аннотация:** Проведено исследование влияния режимов 3D-печати на структуру и химический состав образцов из стали 30ХГСА (хромансиль, англ. *chromansil*), полученных методом аддитивной электродуговой наплавки. Для исследования влияния режима электродуговой наплавки на химический состав исследуемой стали проведен оптико-эмиссионный анализ образцов. Оценка влияния режима наплавки на получаемую структуру проводилась по всей высоте наплавленных стенок при увеличениях  $\times 50$ ,  $\times 100$ ,  $\times 200$  и  $\times 500$ . В ходе оптико-эмиссионного анализа выявлено изменение химического состава материала, связанное с угаром химических элементов. Установлено, что степень угара C, Cr и Si растет практически линейно и прямо пропорциональна погонной энергии наплавки ( $Q$ , Дж/мм). Точного влияния роста величины погонной энергии наплавки на содержание Mn не установлено, но выявлена взаимосвязь между степенью его угара и напряжением ( $U$ , В) при наплавке образцов. В ходе микроструктурных исследований всех образцов не выявлено большого количества системно образовавшихся структурных дефектов, характерных для литых и сварных изделий (поры, усадочные раковины и т. д.), что подтверждает высокое качество металла в изделиях, полученных методом электродуговой наплавки. Анализ микроснимков, сделанных на различных участках образцов, позволил определить, что микроструктура металла не претерпевает сильных изменений при разных режимах наплавки, сохраняются основные тенденции изменения структуры по высоте образца. На всех образцах отмечено получение высокодисперсной структуры вне зависимости от параметров 3D-печати. Наиболее благоприятной структурой металла, подходящей для последующего использования при производстве изделий методом 3D-печати, признана структура образца, наплавленного по режиму № 5 ( $I=160$  А,  $U=24$  В,  $Q=921,6$  Дж/мм). Данный режим может быть использован для дальнейшего изучения проблем аддитивной электродуговой наплавки стали 30ХГСА.

**Ключевые слова:** сталь 30ХГСА; аддитивная электродуговая наплавка; оптический эмиссионный анализ; металлографические исследования; 3D-печать.

**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», <https://www.rscf.ru/project/22-79-00095/>.

**Для цитирования:** Кабалдин Ю.Г., Аносов М.С., Мордовина Ю.С., Чернигин М.А. Влияние режима 3D-печати на химический состав и структуру стали 30ХГСА // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 3. С. 63–73. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-3-69-6.

### ВВЕДЕНИЕ

Интенсивное развитие технологий 3D-печати ведет к необходимости тщательного изучения механических свойств, структуры и химического состава металлов, получаемых данным методом. На сегодняшний день основные методы 3D-печати металлами – послойное сплавление порошка (Selective Laser Melting, SLM), лазерная наплавка порошка (Laser Engineered Net Shape, LENS / Direct Metal Deposition, DMD) и электродуговая наплавка (Wire and Arc Additive Manufacturing, WAAM) [1]. Наиболее произ-

водительным и простым с технологической точки зрения является метод 3D-печати WAAM, используемый в данной работе [2; 3].

К преимуществам аддитивных методов можно отнести: возможность полной автоматизации процесса получения изделий; существенное снижение расхода материалов при изготовлении изделий из дорогостоящих материалов, например титана и никелевых сплавов; возможность мелкосерийного производства изделий, которое невыгодно при использовании традиционных методов производства [4–6].

Несмотря на отмеченные преимущества методов аддитивного производства, применение данных технологий сталкивается с рядом трудностей, обусловленных сложностью подбора режимов печати и параметров термического цикла. В зависимости от выбранного режима 3D-печати возможно получение различных механических свойств материала.

SLM – технология производства сложных изделий посредством лазерного плавления металлического порошка по математическим CAD-моделям. SLM считается высокоэнергетическим процессом. В месте плавления порошка плотность энергии выше по сравнению с другими электродуговыми процессами (например, сваркой), но при этом ниже, чем при лазерном воздействии [7]. Одной из проблем деталей, полученных методом SLM, является относительно высокая шероховатость поверхности, которая снижает усталостную стойкость за счет увеличения концентрации напряжений на поверхности образца [8].

Лазерная наплавка порошка (LENS/DMD) – аддитивная технология выращивания детали с помощью наплавления слоя порошкового материала на подложку. Лазерный луч создает наплавочную ванну, в которую вводится металл в порошковой форме, где он плавится и застывает, образуя металлическую связь с подложкой. Обычно для данного процесса используется одномодовый твердотельный волоконный лазер непрерывного действия, работающий при длине волны 1075 нм. Во время процесса металлический порошок из системы подачи автоматически подается на подложку, которая опускается на высоту, равную толщине наплаваемого слоя. Однако отмечается, что метод лазерной наплавки не обладает воспроизводимостью химического состава и механических свойств конечных изделий [9; 10], что является серьезным недостатком.

WAAM – относительно новая технология, появившаяся в 1990-е гг. Она заключается в наплавлении обычной сварочной проволоки, широко распространенной в продаже, на подложку, в результате чего образуется готовая деталь. По сравнению с традиционным производством, WAAM позволяет сократить время изготовления на 40–60 % и время последующей обработки на 15–20 % в зависимости от размера детали. Так, ребра жесткости шасси самолетов по этой технологии изготавливаются с экономией сырья примерно на 78 % по сравнению с традиционным производством [11]. Металлы с хорошей свариваемостью потенциально могут быть использованы для процесса WAAM, и до сих пор исследователи успешно изготавливали данным методом объекты из сплавов на основе Ti [11], Al [12], стали [13] и Ni [14].

Нержавеющие низкоуглеродистые стали (аустенитная, мартенситная и дуплексная) являются наиболее

предпочтительными кандидатами для наплавки методом WAAM благодаря сочетанию своих механических свойств, высокой коррозионной стойкости и свариваемости. Но этого нельзя сказать относительно среднеуглеродистых сталей, которые широко используются в машиностроении, авиастроении и других сферах. Поэтому исследовательский интерес вызывает поведение именно среднеуглеродистых сталей в процессе WAAM с перспективной использованием наработок в промышленности.

В процессе наплавки слоев металл находится в жидком состоянии и затем подвергается многократным циклам нагрева до температур выше критических, что ведет к возможному изменению химического состава исходного материала. В результате неравновесной кристаллизации и многократного нагрева металла микроструктура получаемого материала существенно отличается от структуры материала, полученного из проката [15–17].

В зарубежных исследованиях все чаще рассматриваются аддитивные технологии, в т. ч. WAAM. Однако в России данные методы исследуются локально и не имеют такого повсеместного распространения. Но именно применение аддитивных технологий может снизить себестоимость единичного и мелкосерийного производства изделий из широко используемых конструкционных материалов, таких как сталь марки 30ХГСА. Развитие этих технологий будет способствовать развитию российской науки и импортозамещению.

Цель исследования – изучение влияния режимов аддитивной электродуговой наплавки на химический состав и микроструктуру стали 30ХГСА.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

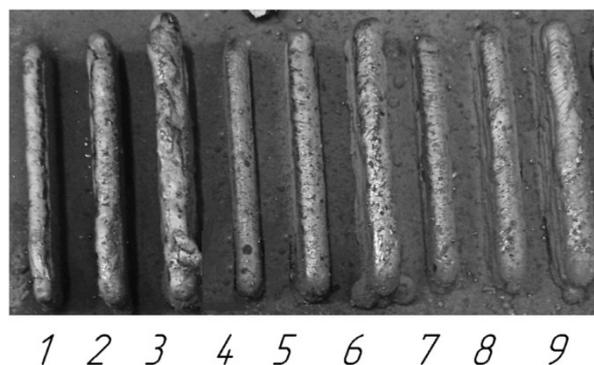
В качестве материала исследования выступала конструкционная сталь 30ХГСА (ГОСТ 4543-2016 «Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия»). Марочный химический состав наплаваемой стали 30ХГСА представлен в таблице 1.

Образцы для исследования химического состава и микроструктуры наплавленного металла изготавливались на специализированном стенде для аддитивной электродуговой наплавки [18]. Всего было получено 9 заготовок в виде стенок (рис. 1) с применением различных режимов печати. Ширина наплавленных стенок составляла 1 наплавочный валик, высота стенок формировалась за счет наплавки 10 слоев. Перенос капли металла осуществлялся короткими замыканиями.

Режим наплавки задавали следующими параметрами: 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, скорость подачи проволоки и расход защитного газа были постоянными для всех экспериментов и составляли 11 мм

Таблица 1. Химический состав стали 30ХГСА (ГОСТ 4543-2016)  
Table 1. Chemical composition of the 30HGSA steel (GOST 4543-2016)

Элемент	C	Si	Mn	Cr	S	P
Содержание, %	0,28–0,34	0,90–1,20	0,80–1,10	0,80–1,10	<0,025	<0,025



**Рис. 1.** Общий вид наплавленных стенок  
**Fig. 1.** General view of the deposited walls

и 200 мм/мин соответственно (определены путем проведения предварительных испытаний) [19; 20].

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:

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

В таблице 2 показаны режимы наплавки для каждой наплавленной заготовки и значения погонной энергии процесса наплавки.

Вырезка образцов из стенки, наплавленной методом WAAM, осуществлялась поперек направления наплавки для изучения изменений структуры и твердости по высоте выращенного металла.

Химический состав материала определялся методом эмиссионного спектрального анализа на стационарном оптико-эмиссионном анализаторе Foundry-Master – высокоточном лабораторном многоматричном анализаторе с диапазоном чувствительности по большинству элементов 0,001 % (по некоторым данным, до 0,0001 %).

Исследование микроструктуры металла осуществлялось на микрошлифах с использованием оптического микроскопа Altami MET 1С при увеличениях  $\times 50$ ,  $\times 100$ ,  $\times 200$  и  $\times 500$ . Пробоподготовка проводилась по стандартной методике (механическое шлифование при помощи

наждачной бумаги разной зернистости и полирование с использованием различных паст). Травление осуществлялось 4%-м водным раствором азотной кислоты [21].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В ходе исследования химического состава образцов были получены данные, которые отражены на диаграмме (рис. 2). В качестве образца № 0, который показан на рис. 2, выступала исходная проволока. Содержание остальных химических элементов, которые выступают в качестве примесных, постоянно на всех исследуемых образцах, поэтому эти элементы на рис. 2 не показаны.

В ходе исследования микроструктуры образцов практически не выявлены технологические дефекты. Крупные единичные дефекты были обнаружены только на образцах, изготовленных по режимам № 3 и 7 (рис. 3).

Для сравнения качества различных режимов наплавки исследовалась микроструктура в различных областях по высоте наплавленной стенки образцов (рис. 4).

Основные микроструктурные изменения представлены на рис. 5–7 и соответствуют образцам, выплавленным по режимам № 1, 5 и 9 соответственно, так как они позволяют наиболее полно оценить основные изменения по высоте наплавленного металла.

У образца № 1 микроструктура стенки вблизи подложки состоит из отпущенного бейнита (рис. 5 а). В центре образца бейнитная структура в целом сохраняется, но заметно появление других структурных составляющих (троостита). В вершине образца микроструктура

**Таблица 2.** Режимы наплавки для каждой заготовки, полученной методом WAAM  
**Table 2.** Deposition modes for each blank produced by the WAAM method

№ заготовки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$I, A$	120	160	200	120	160	200	120	160	200
$U, B$	18	18	18	24	24	24	27	27	27
$Q, Дж/мм$	518,4	691,2	864,0	691,2	921,6	1 152,0	777,6	1 036,8	1 296,0

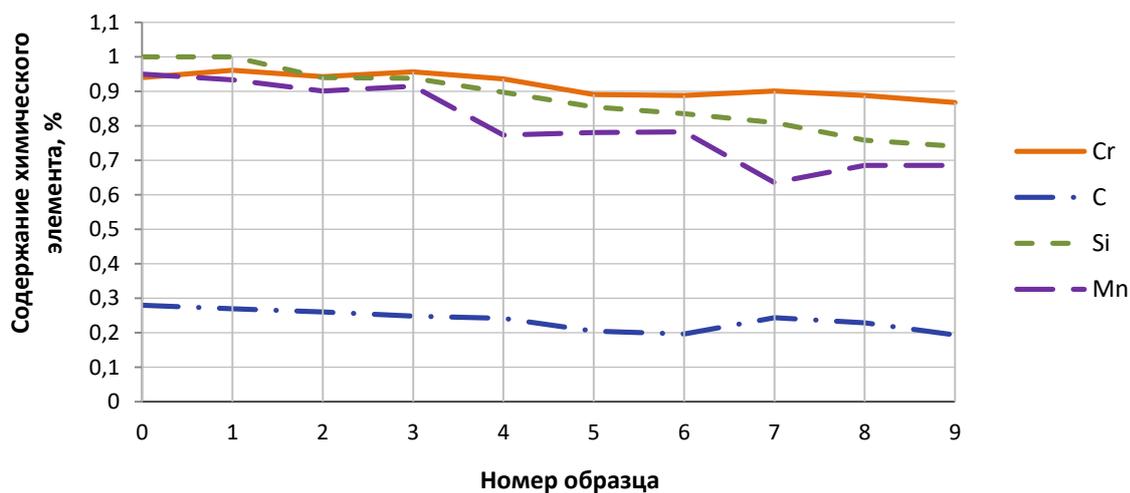


Рис. 2. Изменение содержания легирующих элементов в зависимости от режима наплавки  
 Fig. 2. Change in the content of alloying elements depending on the deposition mode

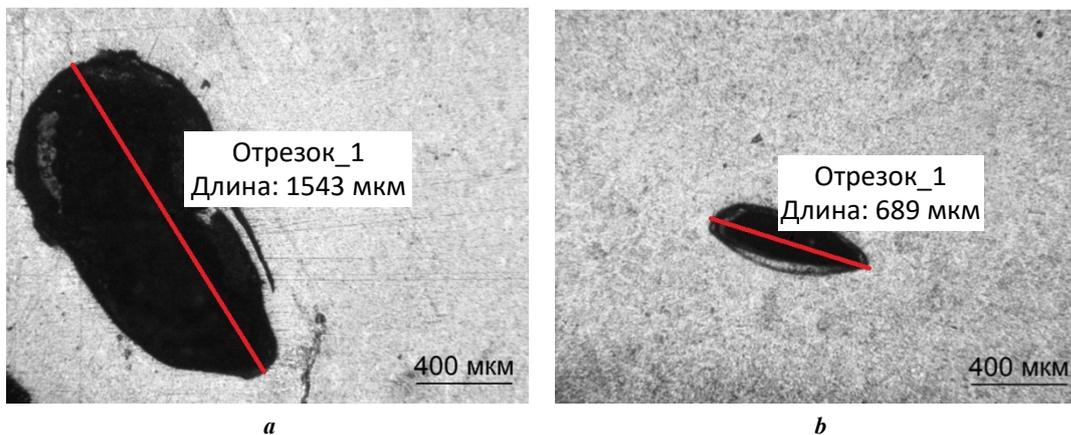


Рис. 3. Дефекты, выявленные в структуре образцов,  $\times 50$ :  
 a – образец № 3; b – образец № 7  
 Fig. 3. Defects identified in the structure of samples,  $\times 50$ :  
 a – sample No. 3; b – sample No. 7

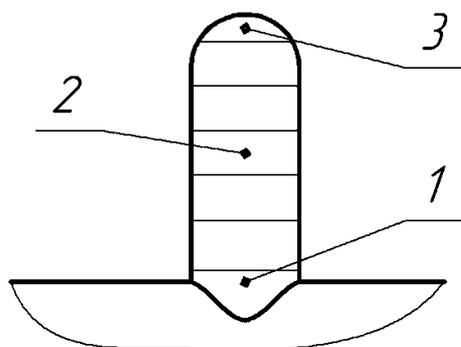
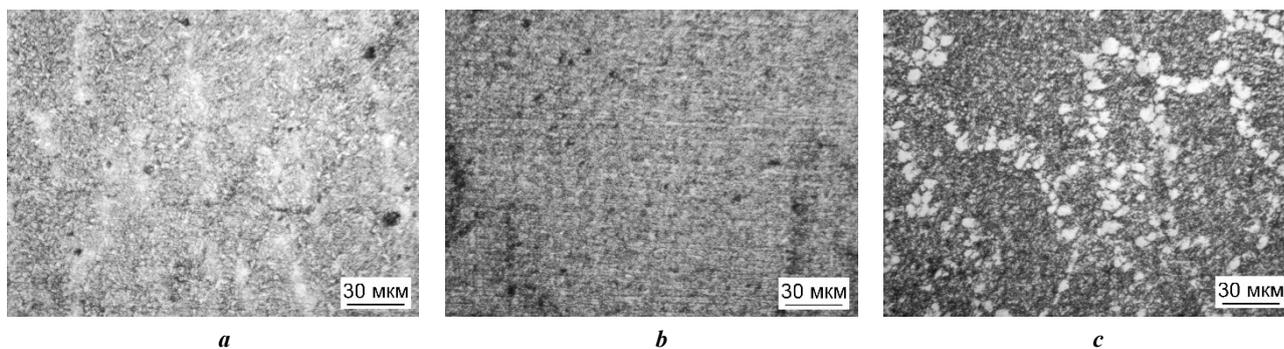
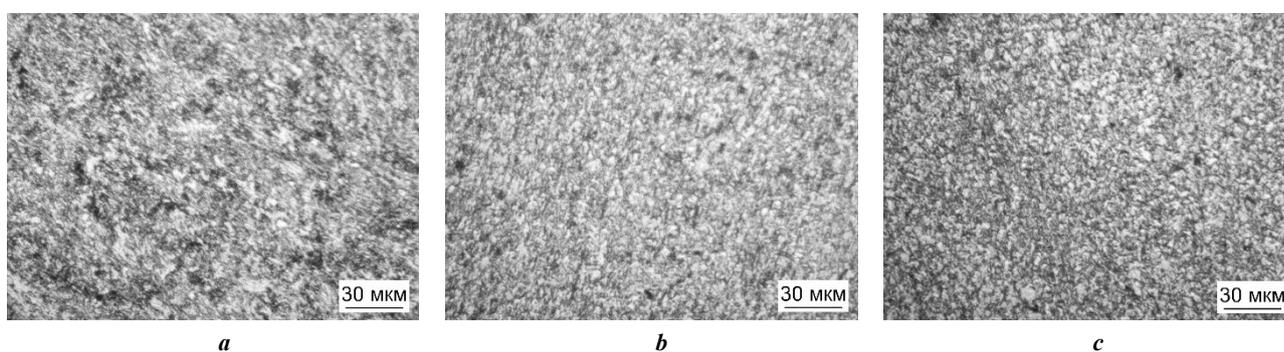


Рис. 4. Расположение характерных зон для исследования микроструктуры образца:  
 1 – основание; 2 – центр; 3 – вершина  
 Fig. 4. Location of characteristic zones for studying the microstructure of the sample:  
 1 – base; 2 – center; 3 – top



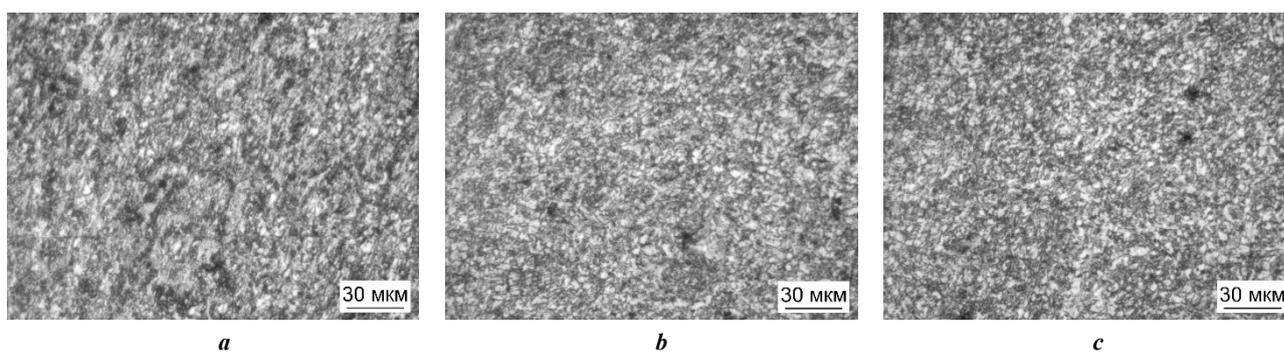
**Рис. 5.** Микроструктура наплавленной стенки (сталь 30ХГСА, образец № 1,  $Q=518,4$  Дж/мм) ( $\times 500$ ):  
*a* – вблизи подложки; *b* – в центре образца; *c* – в вершине образца

**Fig. 5.** Microstructure of the deposited wall (30HGSA steel, sample No. 1,  $Q=518.4$  J/mm) ( $\times 500$ ):  
*a* – near the substrate; *b* – in the center of the sample; *c* – at the top of the sample



**Рис. 6.** Микроструктура наплавленной стенки (сталь 30ХГСА, образец № 5,  $Q=921,6$  Дж/мм) ( $\times 500$ ):  
*a* – вблизи подложки; *b* – в центре образца; *c* – в вершине образца

**Fig. 6.** Microstructure of the deposited wall (30HGSA steel, sample No. 5,  $Q=921.6$  J/mm) ( $\times 500$ ):  
*a* – near the substrate; *b* – in the center of the sample; *c* – at the top of the sample



**Рис. 7.** Микроструктура наплавленной стенки (сталь 30ХГСА, образец № 9,  $Q=1296$  Дж/мм) ( $\times 500$ ):  
*a* – вблизи подложки; *b* – в центре образца; *c* – в вершине образца

**Fig. 7.** Microstructure of the deposited wall (30HGSA steel, sample No. 9,  $Q=1296$  J/mm) ( $\times 500$ ):  
*a* – near the substrate; *b* – in the center of the sample; *c* – at the top of the sample

меняется и состоит преимущественно из троостосорбита (рис. 5 с), при этом частично сохраняется столбчатость зерен, обусловленная градиентом температур при охлаждении наплавленного валика. Наблюдаются четко очерченные ферритные зерна. Следует отметить, что последние наплавленные слои у образца № 1 характеризуются достаточно высокой степенью разноразмерности.

Микроструктура образца № 5 вблизи подложки также представлена отпущенным бейнитом (рис. 6 а). На данном образце сохраняется тенденция равномерного перехода от бейнитной структуры к троостосорбитной, но изменение происходит плавней. В микроструктуре всех областей не выявлена разноразмерность и столбчатость зерен в последних наплавленных валиках.

Микроструктура образца № 9 вблизи наплавки в основном состоит из отпущенного бейнита (рис. 7 а). Следует отметить, что при данном режиме наплавки в основной бейнитной структуре видны включения других структурных составляющих (троостосорбита). На данном образце также сохраняется тенденция постепенного перехода от бейнитной структуры к структуре троостосорбита, но она представлена более крупным зерном. В целом микроструктура образца, наплавленного по режиму № 9, грубее, чем структура остальных образцов.

На образцах № 1–3 выявлена область с резким изменением структуры, относящаяся к последним 2–3 слоям наплавки (рис. 8).

В ходе исследования микроснимков разных образцов не выявлено большого количества структурных дефектов, характерных для литых и сварных изделий (поры, усадочные раковины и т. д.). Следует отметить получение высокодисперсной структуры для всех режимов наплавки.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

По результатам спектрального анализа было установлено, что при изготовлении изделий по технологии 3D-печати металлами происходит снижение содержания углерода и основных легирующих элементов, таких как Si, Mn и Cr. Данное явление активно проявляется при сварке и литье металлов и связано с нахождением материала в жидком состоянии. С технологической точки зрения процесс 3D-печати металлами схож со сваркой, следовательно, изменение содержания химических элементов является угаром металла.

Установлено, что содержание C, Si и Cr снижается практически линейно. Можно отметить, что с увеличением погонной энергии процесса наплавки увеличивается доля угара. Влияние погонной энергии наплавки на содержание Mn не так однозначно. Установлено, что

угар Mn одинаков для образцов, наплавленных с одинаковым напряжением. Снижение содержания Mn происходит ступенчато и соответствует увеличению напряжения при наплавке.

В ходе микроструктурного анализа практически не выявлены дефекты, характерные для литых или сварных изделий (поры, усадочные раковины и т. д.) [22]. Крупные единичные дефекты (усадочные раковины) выявлены только на образцах, изготовленных по режимам № 3 и 7 (рис. 3). Указанные выше дефекты не выявлены на образцах, выполненных по другим режимам наплавки.

При изучении других сечений образцов № 3 и 7 повторного выявления дефектов не произошло, что может говорить о несистемной природе образования усадочных раковин на образцах. Можно сделать вывод, что появление раковин не связано с режимом наплавки и обусловлено единичным нарушением технологии наплавки.

Обобщая данные микроструктурного анализа, можно выделить зональность у наплавленного материала в зависимости от очередности наплавленного слоя, при этом зоны плавно переходят из одной в другую (за исключением образцов № 1–3). Так, вблизи подложки структура представлена отпущенным бейнитом. Появление данной структуры обуславливается довольно высокой температурой охлаждения после наплавки и подведением достаточной тепловой энергии при наплавке последующих слоев. Микроструктура средних наплавленных слоев стали 30ХГСА, помимо бейнита, содержала троостит, что можно объяснить более медленным охлаждением данной области, в процессе которого был задет нос S-кривой (рис. 5 б). Подведенной после наплавки энергии также достаточно для протекания процессов отпуска. По режиму № 5 образуется наиболее гомогенная микроструктура, которая должна обеспечить изотропию свойств.

В последних наплавленных слоях выявляется троостосорбит, но у образца № 1 наблюдается разнотерность с резким переходом зоны (рис. 8), что может

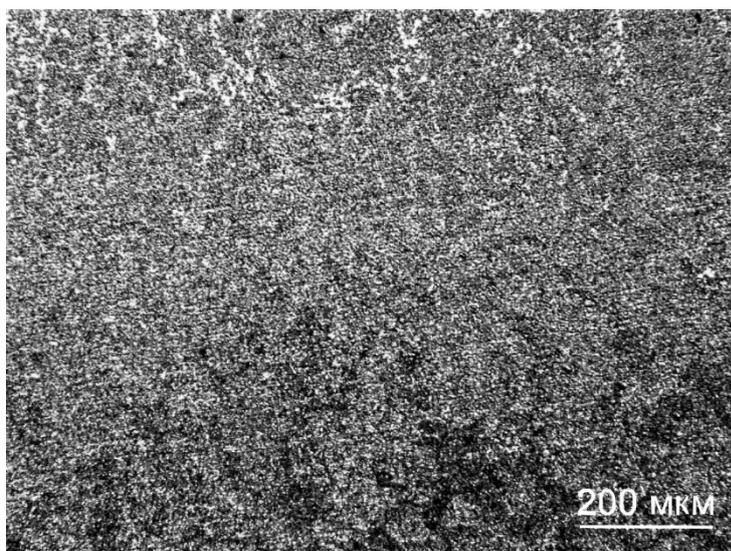


Рис. 8. Пример области с резким изменением структуры,  $\times 100$   
Fig. 8. Example of an area with a sharp change in the structure,  $\times 100$

быть связано с меньшим временем нахождения металла данных областей при температурах, близких к критическим; а у образца № 9 – крупное зерно со столбчатостью кристаллов. Эти недостатки приводят к снижению прочностных свойств и неудовлетворительным результатам при последующей термообработке.

В отличие от образцов № 1 и 9, у образца № 5 эти дефекты в верхних слоях не обнаружены. Соответственно, даже без термообработки эта структура более работоспособна, а последующая термообработка по корректному режиму только улучшит свойства наплавленного металла 30ХГСА.

Описанные различия в микроструктуре образцов объясняются величиной погонной энергии при наплавке и скоростью охлаждения. Из-за относительно небольшого тепловклада (по сравнению с другими режимами) у образца № 1 скорость охлаждения меньше, что способствует протеканию фазового превращения стали по диффузионному механизму. Поэтому в микроструктуре появляются троостит и зерна феррита (рис. 5 с).

У образца № 5 количество подводимого тепла в процессе наплавки оптимально, поэтому градиент температур между металлом и окружающей средой достаточен, чтобы после наплавки 30ХГСА охлаждалась со скоростью, необходимой для образования высокодисперсного бейнита. Схожая бейнитная структура в стали 30ХГСА образуется при изготовлении сварных швов [23].

Погонная энергия наплавки для образца № 9 способствует образованию бейнита, однако большое количество подводимого тепла провоцирует рост зерен, что делает структуру верхних слоев более грубой.

У наплавленных образцов фиксировались поры различного размера (рис. 3), и это ставит вопрос об уровне допустимой пористости. Такой же вопрос возник в работе [24] применительно к SLM-технологии, родственной WAAM-технологии. Как отмечают авторы, управление плотностью энергии в ограниченных зонах процесса SLM, используемых в настоящее время для прогнозирования пористости, является недостаточным с учетом сложности процесса. Это утверждение применительно и к WAAM.

Таким образом, микроструктура стали 30ХГСА имеет зоны, структурный состав которых не зависит от режима наплавки, однако режим наплавки влияет на дисперсность и дефектность структуры. Иные результаты были получены для сталей 09Г2С и 06Х19Н9Т [25]. Получение отличных от описанных выше результатов может быть обусловлено различной свариваемостью рассматриваемых марок сталей. 30ХГСА, в отличие от 09Г2С и 06Х19Н9Т, является ограниченно свариваемой. Наличие зональности по высоте наплавленного металла отмечено также в титановых сплавах [26].

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), что дает основания использовать его в качестве рабочего в дальнейших исследованиях.

Необходимо также проведение дополнительных исследований, которые показали бы коррозионную стойкость образцов, полученных методом WAAM. В статье [27] на примере коррозионностойкой стали SS 316 показано, что образцы, изготовленные методом WAAM,

имеют более высокую коррозионную стойкость, чем образцы, полученные литьем в песчаные формы. При этом нижние наплавленные слои WAAM-образцов имели более низкую коррозионную стойкость, чем верхние, что связывают с различием в тепловложении. Учитывая неоднородность микроструктуры стали 30ХГСА по высоте наплавленной стенки, следует ожидать также разброса коррозионных свойств в этом сечении.

Тем не менее в [28] на примере магниевых сплавов показано обратное. Авторы пытались получить магниевый сплав технологией WAAM с перспективой его применения в биомедицине. Но на данном этапе развития технологии это невозможно из-за пониженной коррозионной стойкости и биосовместимости магниевых сплавов, полученных методом WAAM. Схожие проблемы фиксируются и для сталей.

В работе [29] поднимаются проблемы сертификации изделий WAAM, проведение неразрушающего контроля. Это трудоемкая задача, так как первоначально способ наплавки WAAM нужно вывести из разряда исследовательского и применяемого в основном для единичного производства. Только после этого можно будет говорить о разработке стандартов, позволяющих корректно оценивать свойства изготовленных изделий.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. При наплавке изделий с применением различных режимов наплавки наблюдается изменение химического состава материала, связанное с угаром химических элементов. Степень угара С, Cr и Si растет с увеличением погонной энергии наплавки слоя ( $Q$ ) и изменяется практически линейно. Угар Mn зависит от напряжения при 3D-печати.

2. Микроструктура металла не претерпевает сильных изменений при изменении режима наплавки. Сохраняются основные тенденции изменения структуры по высоте образца: фиксируется постепенный переход от бейнитной структуры вблизи подложки к троостосорбитной, соответствующей последним наплавочным валикам.

3. Для всех образцов не выявлено большого количества системно образовавшихся структурных дефектов, характерных для литых и сварных изделий (пор, усадочных раковин и т. д.). Следует отметить получение высокодисперсной структуры на всех образцах вне зависимости от параметров 3D-печати. Исключение составляет образец, наплавленный по режиму № 9 ( $I=200$  А,  $U=27$  В,  $Q=1296$  Дж/мм): в данном случае образующаяся структура характеризовалась большим размером зерна, чем структура остальных образцов.

4. Наиболее благоприятной структурой металла, подходящей для последующего использования при производстве изделий методом 3D-печати, признана структура образца № 5 ( $I=160$  А,  $U=24$  В,  $Q=921,6$  Дж/мм).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Li Johnnie Liew Zhong, 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. Vol. 13. № 3. P. 346–353. DOI: [10.20965/ijat.2019.p0346](https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346).

2. Ding Donghong, Pan Zengxi, Cuiuri D., Li Huijun. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 81. P. 465–481. DOI: [10.1007/s00170-015-7077-3](https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3).
3. Wu Bintaо, Pan Zengxi, Ding Donghong, Cuiuri D., Li Huijun, Xu Jing, Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement // *Journal of Manufacturing Processes*. 2018. Vol. 35. P. 127–139. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.08.001](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001).
4. Осколков А.А., Матвеев Е.В., Безукладников И.И., Трушников Д.Н., Кротова Е.Л. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2018. Т. 20. № 3. С. 90–105. DOI: [10.15593/2224-9877/2018.3.11](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2018.3.11).
5. Cunningham C.R., Wikshåland S., Xu F., Kemakolam N., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Cost modelling and sensitivity analysis of wire and arc additive manufacturing // *Procedia Manufacturing*. 2017. Vol. 11. P. 650–657. DOI: [10.1016/j.promfg.2017.07.163](https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163).
6. Pant H., Arora A., Gopakumar G.S., Chadha U., Saeidi A., Patterson A.E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023. Vol. 127. P. 4995–5011. DOI: [10.1007/s00170-023-11623-7](https://doi.org/10.1007/s00170-023-11623-7).
7. Wang Fude, Williams S., Rush M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011. Vol. 57. P. 597–603. DOI: [10.1007/s00170-011-3299-1](https://doi.org/10.1007/s00170-011-3299-1).
8. Ahmadkhaniha D., Möller H., Zanella C. Studying the Microstructural Effect of Selective Laser Melting and Electropolishing on the Performance of Maraging Steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 6588–6605. DOI: [10.1007/s11665-021-05927-6](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05927-6).
9. Beese A.M., Carroll B.E. Review of mechanical properties of Ti–6Al–4V made by laser-based additive manufacturing using powder feedstock // *JOM*. 2016. Vol. 68. P. 724–734. DOI: [10.1007/s11837-015-1759-z](https://doi.org/10.1007/s11837-015-1759-z).
10. Kirka M.M., Lee Y., Greeley D.A., Okello A., Goin M.J., Pearce M.T., Dehoff R.R. Strategy for texture management in metals additive manufacturing // *JOM*. 2017. Vol. 69. P. 523–531. DOI: [10.1007/s11837-017-2264-3](https://doi.org/10.1007/s11837-017-2264-3).
11. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing // *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. № 7. P. 641–647. DOI: [10.1179/1743284715Y.0000000073](https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073).
12. Gu Jianglong, Ding Jialuo, Williams S.W., Gu Huimin, Bai Jing, Zhai Yuchun, Ma Peihua. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 651. P. 18–26. DOI: [10.1016/j.msea.2015.10.101](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.101).
13. Guo Nannan, Leu Ming. Additive manufacturing: Technology, applications and research needs // *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2013. Vol. 8. P. 215–243. DOI: [10.1007/s11465-013-0248-8](https://doi.org/10.1007/s11465-013-0248-8).
14. Xu Fujia, Lv Yaohui, Liu Yuxin, Shu Fengyuan, He Peng, Xu Binshi. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process // *Journal of Material Science and Technology*. 2013. Vol. 29. № 5. P. 480–488. DOI: [10.1016/j.jmst.2013.02.010](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.02.010).
15. 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. Т. 20. № 4-3. С. 406–413. EDN: [YVOALR](https://www.edn.net/YVOALR).
16. 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. Т. 20. № 3. С. 453–477. DOI: [10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477](https://doi.org/10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477).
17. Герентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 484 с.
18. 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. С. 55–59. DOI: [10.36652/0042-4633-2021-1-55-59](https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59).
19. Атрощенко В.В., Тефанов В.Н., Краев К.А. К вопросу об управлении переносом электродного металла при дуговой сварке плавящимся электродом с короткими замыканиями дугового промежутка // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2008. Т. 11. № 2. С. 146–154. EDN: [JXECOH](https://www.edn.net/JXECOH).
20. Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование сплава Hf–30XGCA при аддитивном электродуговом выращивании // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2023. Т. 66. № 3. С. 294–301. DOI: [10.17073/0368-0797-2023-3-294-301](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301).
21. Jovičević-Klug P., Lipovšek N., Jovičević-Klug M., Podgornik B. Optimized Preparation of Deep Cryogenic Treated Steel and Al-alloy Samples for Optimal Microstructure Imaging Results // *Materials Today Communications*. 2021. Vol. 27. Article number 102211. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102211](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102211).
22. Рыбаков А.А., Филипчук Т.Н., Демченко Ю.В. Оптимизация химического состава и структуры металла ремонтных швов при исправлении дефектов в сварных соединениях труб с применением многослойной сварки // *Автоматическая сварка*. 2013. № 12. С. 24–30. EDN: [SYLXOT](https://www.edn.net/SYLXOT).
23. Чинахов Д.А., Скаков М.К., Градобоев А.В., Увалиев Б.К., Шаров В.В. Изменение микроструктуры и механических свойств многослойных соединений из стали 30XGCA при сварке плавлением разными способами // *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*. 2008. Т. 313. № 2. С. 119–122. EDN: [JVJFVT](https://www.edn.net/JVJFVT).
24. Балякин А.В., Жученко Е.И., Смирнов Г.В., Проничев Н.Д. Исследование проблем появления негативной технологической наследственности при изготовлении деталей ГТД методом селективного лазер-

- ного сплавления // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2019. Т. 21. № 1. С. 61–70. EDN: [XHSWIU](#).
25. Жаткин С.С., Никитин К.В., Деев В.Б., Панкратов С.С., Дунаев Д.А. Применение электродуговой наплавки для создания трехмерных объектов из стали // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 6. С. 443–450. DOI: [10.17073/0368-0797-2020-6-443-450](#).
  26. Wang Fude, Williams S., Colegrove P., Antony-samy A.A. Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti–6Al–4V // Metallurgical and Materials Transactions A. 2013. Vol. 44. P. 968–977. DOI: [10.1007/s11661-012-1444-6](#).
  27. Gürol U., Kocaman E., Dilibal S., Koçak M. A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. 2023. Vol. 47. P. 215–227. DOI: [10.1016/j.cirpj.2023.10.005](#).
  28. Takagi H., Sasahara H., Abe T., Sannomiya H., Nishiyama Sh., Ohta Sh., Nakamura K. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2018. Vol. 24. P. 498–507. DOI: [10.1016/j.ADDMA.2018.10.026](#).
  29. 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. 2019. Vol. 12. № 7. Article number 1121. DOI: [10.3390/ma12071121](#).
  30. Pant H., Arora A., Gopakumar G.S., Chadha U., Saiedi A., Patterson A.E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 127, pp. 4995–5011. DOI: [10.1007/s00170-023-11623-7](#).
  31. Wang Fude, Williams S., Rush M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 57, pp. 597–603. DOI: [10.1007/s00170-011-3299-1](#).
  32. Ahmadkhaniha D., Möller H., Zanella C. Studying the Microstructural Effect of Selective Laser Melting and Electropolishing on the Performance of Maraging Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 6588–6605. DOI: [10.1007/s11665-021-05927-6](#).
  33. Beese A.M., Carroll B.E. Review of mechanical properties of Ti–6Al–4V made by laser-based additive manufacturing using powder feedstock. *JOM*, 2016, vol. 68, pp. 724–734. DOI: [10.1007/s11837-015-1759-z](#).
  34. Kirka M.M., Lee Y., Greeley D.A., Okello A., Goin M.J., Pearce M.T., Dehoff R.R. Strategy for texture management in metals additive manufacturing. *JOM*, 2017, vol. 69, pp. 523–531. DOI: [10.1007/s11837-017-2264-3](#).
  35. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, no. 7, pp. 641–647. DOI: [10.1179/1743284715Y.0000000073](#).
  36. Gu Jianglong, Ding Jialuo, Williams S.W., Gu Huimin, Bai Jing, Zhai Yuchun, Ma Peihua. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 651, pp. 18–26. DOI: [10.1016/j.msea.2015.10.101](#).
  37. Guo Nannan, Leu Ming. Additive manufacturing: Technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2013, vol. 8, pp. 215–243. DOI: [10.1007/s11465-013-0248-8](#).
  38. Xu Fujia, Lv Yaohui, Liu Yuxin, Shu Fengyuan, He Peng, Xu Binshi. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process. *Journal of Material Science and Technology*, 2013, vol. 29, no. 5, pp. 480–488. DOI: [10.1016/j.jmst.2013.02.010](#).
  39. Kudryashov V.A., Lapshev A.A. The creation of additive technologies taking into account the fatigue behaviour of a material in aviation engineering. *Izvestiya of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2018, vol. 20, no. 4-3, pp. 406–413. EDN: [YVOALR](#).
  40. Kubanova A.N., Sergeev A.N., Dobrovolskiy N.M., Gvozdev A.E., Medvedev P.N., Maliy D.V. Materials and technologies for production products by additive manufacturing. *Chebyshevskii sbornik*, 2019, vol. 20, no. 3, pp. 453–477. DOI: [10.22405/2226-8383-2019-20-3-453-477](#).
  41. Terentev V.F., Korableva S.A. *Uсталост металлов* [Fatigue of metals]. Moscow, Nauka Publ., 2015. 484 p.
  42. Kabalдин Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kolchin P.V., Kiselev A.V. Diagnostics of 3D printing on a CNC machine by machine learning. *Russian engi-*

- neering research, 2021, vol. 41, no. 4, pp. 320–324. DOI: [10.3103/S1068798X21040109](https://doi.org/10.3103/S1068798X21040109).
19. Atroshchenko V.V., Tefanov V.N., Kraev K.A. Revisited the control of metal transfer during welding by consumable electrode with a short circuit of arc interval. *Vestnik USATU*, 2008, vol. 11, no. 2, pp. 146–154. EDN: [JXECOH](https://www.edn.net/JXECOH).
  20. Anosov M.C., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Morodovina Yu.S., Anosova E.S. Structure formation of Np-30KHGSA alloy in wire and arc additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy (Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya)*, 2023, vol. 66, no. 3, pp. 294–301. DOI: [10.17073/0368-0797-2023-3-294-301](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-294-301).
  21. Jovičević-Klug P., Lipovšek N., Jovičević-Klug M., Podgornik B. Optimized Preparation of Deep Cryogenic Treated Steel and Al-alloy Samples for Optimal Microstructure Imaging Results. *Materials Today Communications*, 2021, vol. 27, article number 102211. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102211](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102211).
  22. Rybakov A.A., Filipchuk T.N., Demchenko Yu.V. Optimization of the chemical composition and structure of the metal of repair welds when fixing defects in welded pipe joints using multilayer welding. *The Paton Welding Journal*, 2013, no. 12, pp. 24–30. EDN: [SYLXOT](https://www.edn.net/SYLXOT).
  23. Chinakhov D.A., Skakov M.K., Gradoboev A.V., Uvaliev B.K., Sharov V.V. Change of microstructure and mechanical properties of multilayered connections from steel 30XGSA at fusion welding using different methods. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University. Geo Assets Engineering*, 2008, vol. 313, no. 2, pp. 119–122. EDN: [JVJFVT](https://www.edn.net/JVJFVT).
  24. Balyakin A.V., Zhuchenko E.I., Smirnov G.V., Pronichev N.D. The investigation of negative technological heredity appearance during GTE parts manufacturing by SLM method. *Izvestiya of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 61–70. EDN: [XHSWIU](https://www.edn.net/XHSWIU).
  25. Zhatkin S.S., Nikitin K.V., Deev V.B., Pankratov S.S., Dunaev D.A. Application of electric arc surfacing in the manufacturing of three-dimensional steel products. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy (Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya)*, 2020, vol. 63, no. 6, pp. 443–450. DOI: [10.17073/0368-0797-2020-6-443-450](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-443-450).
  26. Wang Fude, Williams S., Colegrove P., Antony A.A. Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti–6Al–4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, pp. 968–977. DOI: [10.1007/s11661-012-1444-6](https://doi.org/10.1007/s11661-012-1444-6).
  27. Gürol U., Kocaman E., Dilibal S., Koçak M. A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2023, vol. 47, pp. 215–227. DOI: [10.1016/j.cirpj.2023.10.005](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2023.10.005).
  28. Takagi H., Sasahara H., Abe T., Sannomiya H., Nishiyama Sh., Ohta Sh., Nakamura K. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 24, pp. 498–507. DOI: [10.1016/j.addma.2018.10.026](https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.026).
  29. 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*, 2019, vol. 12, no. 7, article number 1121. DOI: [10.3390/ma12071121](https://doi.org/10.3390/ma12071121).

## The influence of 3D printing mode on the chemical composition and structure of 30HGSA steel

© 2024

**Yury G. Kabaldin**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Technology and Equipment of Mechanical Engineering”

**Maksim S. Anosov\***, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Technology and Equipment of Mechanical Engineering”

**Yuliya S. Morodovina**, postgraduate student, educational process engineer of the Institute of Retraining of Specialists

**Mikhail A. Chernigin**, postgraduate student, engineer of Chair “Technology and Equipment of Mechanical Engineering”

*R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, Nizhny Novgorod (Russia)*

\*E-mail: [anosov.ms@nntu.ru](mailto:anosov.ms@nntu.ru),  
[anosov-maksim@list.ru](mailto:anosov-maksim@list.ru)

Received 31.07.2023

Accepted 18.12.2023

**Abstract:** The authors carried out the study of the influence of 3D printing modes on the structure and chemical composition of 30HGSA steel (chromansil) samples produced by the method of additive electric arc surfacing. To study the influence of the electric arc surfacing mode on the chemical composition of the steel under study, an optical emission analysis of the samples was carried out. The influence of the surfacing mode on the resulting structure was assessed over the entire height of the deposited walls at magnifications of  $\times 50$ ,  $\times 100$ ,  $\times 200$  and  $\times 500$ . Optical emission analysis identified a change in the material chemical composition associated with the loss of chemical elements. It was found that the degree of loss of C, Cr and Si increases almost linearly and is directly proportional to the surfacing heat input ( $Q$ , J/mm). The exact influence of an increase in the surfacing heat input on the Mn content was not found, but a relationship between the degree of its loss and the voltage ( $U$ , V) during surfacing of samples was identified. Microstructural stu-

dies of all samples did not reveal a large number of systemically formed structural defects characteristic of cast and welded products (pores, shrinkage cavities, etc.), which confirms the high quality of the metal in goods produced by electric arc surfacing. Analysis of micrographs taken in different areas of the samples allowed determining that the metal microstructure does not undergo significant changes under different surfacing modes; the main tendencies in changes in the structure along the height of the sample are preserved. All samples demonstrated the formation of a highly dispersed structure, regardless of the 3D printing parameters. The most favorable metal structure, suitable for subsequent use in the production of goods using additive manufacturing, was recognized as the structure of the sample deposited using mode No. 5 ( $I=160$  A,  $U=24$  V,  $Q=921.6$  J/mm). This mode can be used for further study of the problems of additive electric arc surfacing of 30HGSA steel.

**Keywords:** 30HGSA steel; additive electric arc surfacing; optical emission analysis; metallographic study; additive manufacturing.

**Acknowledgements:** The study was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 22-79-00095 “Development of scientific and technological foundations for the structure formation of structural materials obtained by additive electric arc growth for the formation of mechanical properties under fatigue using artificial intelligence approaches”, <https://www.rscf.ru/project/22-79-00095/>.

**For citation:** Kabaldin Yu.G., Anosov M.S., Mordovina Yu.S., Chernigin M.A. The influence of 3D printing mode on the chemical composition and structure of 30HGSA steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 3, pp. 63–73. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-3-69-6.