

УДК 621.791.92 : 536.413.2

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ WAAM-НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ  
И КОЭФФИЦИЕНТ ТЕРМИЧЕСКОГО ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА АК-5**

© 2024 С.С. Жаткин, К.В. Никитин, Д.А. Дунаев, Е.А. Минаков

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия

Статья поступила в редакцию 26.06.2024

В работе представлены результаты исследований по определению коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) сплава Св-АК5 после WAAM-наплавки. Приведены данные измерений КТЛР выращенных заготовок при импульсной электродуговой наплавке в диапазоне температур 20–400 °С. Показано влияние условий теплоотвода на структуру зон наплавки и КТЛР выращенных заготовок. Установлено, что в нижних слоях выращенной заготовки за счет ускоренного теплоотвода в субстрат формируется более дисперсная структура по сравнению с вышележащими слоями. Повышение дисперсности структуры образца, вырезанного и изготовленного из нижних наплавленных слоев выращенной заготовки, приводит к снижению роста КТЛР при нагреве до 180–200 °С за счет увеличения площади границ зерен, тормозящих расширение «тела» зерен при нагреве. Исследовано изменение КТЛР сплава при нагреве в интервале от комнатной температуры до 400 °С в зависимости от направления наплавки и вырезки образцов для измерений. Сравнение образцов, вырезанных вдоль направления наплавки и перпендикулярно ему показало, что значения их КТЛР заметно различаются только в интервале температур от комнатной до 80 °С. При повышении температуры до 400 °С различие в КТЛР всех образцов практически исчезает, что указывает на стабильность формируемой структуры и отсутствие анизотропии теплового расширения наплавленных образцов.

*Ключевые слова:* аддитивные технологии, WAAM-наплавка, коэффициент термического линейного расширения, микроструктура, импульсная наплавка.

DOI: 10.37313/1990-5378-2024-26-4(2)-215-221

EDN: HBLYJS

*Работа выполнена при финансовой поддержке  
Российского научного фонда в рамках проекта № 23-29-10195.*

**ВВЕДЕНИЕ**

Современными инновационными технологиями производства сложнопрофильных изделий являются аддитивные технологии, в том числе и технологии объемной электродуговой наплавки (WAAM-наплавки).

Для гарантированной стабильности эксплуатационных свойств указанных изделий требуется прогнозировать наличие требуемых и эволюции в них анизотропии физико-механических свойств (напряжений, деформаций, коэффициента термического линейного расширения и др.). Одним из активно развивающихся направлений такого прогнозирования является,

*Жаткин С.С., кандидат технических наук, профессор кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии».*  
E-mail: sergejat@mail.ru

*Никитин К.В., доктор технических наук, профессор, декан факультета машиностроения, металлургии и транспорта.*  
E-mail: kvn-6411@mail.ru

*Дунаев Д.А., аспирант, инженер кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии».*  
E-mail: dimjkee830@gmail.com

*Минаков Е.А., инженер, ассистент кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии».*  
E-mail: goodspik@yandex.ru

в частности, оценка напряженно-деформированного состояния объектов расчётными методами, базирующимися на различных вариациях метода конечных элементов (МКЭ). Однако для обоснованного использования МКЭ необходимо иметь полученные на практике сведения о реальных, а не справочных значениях характеристик физико-механических свойств (в том числе и тепловое расширение) и их анизотропии в изделиях АТ.

Сделать это позволяет непосредственный контроль указанных характеристик в ходе испытаний образцов, выращенных по различным заранее оговоренным стратегиям (направлениям) сканирования. Изучение механизмов анизотропии характеристик физико-механических свойств изделий АТ позволит на базе управляемой стратегии 3D-печати создавать объекты со стабильным комплексом требуемых свойств [1].

По Я.И. Френкелю [5], тепловое расширение металлов и сплавов является следствием асимметрии сил притяжения и отталкивания между атомами кристаллической решетки в процессе колебательных движений, совершаемых ими около положения равновесия. При повышении температуры, т.е. увеличении энергии колеба-

ний атомов, асимметрия сил притяжения и отталкивания изменяется в сторону возрастания сил отталкивания, при этом увеличивается смещение атомов относительно друг друга. Смещение атомов, суммируясь по всей кристаллической решетке, приводит к изменению объема и линейных размеров тела. Это явление носит обратимый характер. В общем случае КТЛР металла является сложной функцией, зависящей от его вида, структуры, теплоемкости, температуры кипения и плавления, энергии химической связи и других факторов.

Очень широко в машино-, авиа- и приборостроении применяют силумины, характеризующиеся благоприятным сочетанием литейных, механических и ряда эксплуатационных свойств. Свойства сплавов Al – Si зависят от их микроструктуры, которая определяется химическим составом, условиями плавки (в том числе обработки шихты и расплава), кристаллизации и термической обработки.

Актуальной проблемой для промышленности остается разработка легких сплавов (в том числе и алюминиевых) с низким температурным коэффициентом линейного расширения ( $\alpha$ ). Как известно, основным легирующим элементом, который оказывает значительное влияние на снижение удельного веса сплавов Al – Si и коэффициент теплового линейного расширения (КТЛР)  $\alpha$ , является кремний [2].

Сплавы системы Al – Si имеют весьма привлекательный комплекс свойств. Они легки ( $\gamma = 2600 \div 2700 \text{ кг/м}^3$ ), обладают высокой коррозионной стойкостью практически во всех агрессивных средах, высокими твердостью и износостойкостью. Эти сплавы характеризуются хорошими литейными свойствами и герметичностью. Кремний, имеющий малый коэффициент линейного расширения, эффективно снижает КЛР алюминия. Многолетние исследования особенностей теплового расширения сплавов Al – Si позволяют утверждать, что увеличение содержания кремния и переход к сплавам на основе кремния обеспечивает снижение коэффициента линейного расширения в среднем на  $10^{-6} \text{ K}^{-1}$  на каждые 5 % кремния в интервале температур испытания 50 – 250 °С. Таким образом, КТЛР сплавов Al – Si при увеличении содержания кремния от 10 до 50 % снижается с  $22 \cdot 10^{-6}$  до  $11 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [3].

Большим достоинством и интересной особенностью этих сплавов является то, что они не склонны к хладноломкости, более того, в области отрицательных температур КТЛР этих сплавов становится ниже, а механические свойства – выше, чем при комнатной температуре (так, например, при –203 °С прочность сплавов примерно на 20 % превышает прочность при 20 °С при сохранении пластичности). Таким образом, сплавы системы алюминий – кремний могут со-

хранять свои свойства в широком температурном интервале: от –200 до 100 °С [3].

Повышение прочностных свойств сплавов системы Al-Si за счет легирования и модифицирования необходимо проводить при сохранении КТЛР сплавов на низком уровне. Так, например, введение титана и никеля в сплав Al – Si – H обеспечивает повышение прочности на 11 – 20 %, пластичности – на 30 – 56 % при сохранении значения коэффициента линейного расширения практически на том же уровне, что и до легирования [3].

Деформация металлов, вызывающая искажение кристаллической решетки и усиливающая вследствие этого ангармоническую составляющую колебаний, увеличивает коэффициент термического расширения. Однако вклад упругой деформации невелик и составляет менее 1% [4].

Микроструктурные изменения вследствие модифицирования расплава приводят к повышению твердости и прочности и снижению КТЛР. Так обработка расплава силуминов в электромагнитном поле также оказывает эффективное влияние на их свойства. Например, наводороживание водяным паром расплава в электромагнитном поле в значительной степени (до 20%) снижает КТЛР, что расширяет эксплуатационный диапазон применения силуминов прецизионного назначения [10].

Кроме того, вследствие изменения скорости охлаждения при кристаллизации алюминиевых сплавов существует возможность регулировать не только их структуру и механические свойства, но температурный коэффициент линейного расширения. Показано, что кристаллизация заэвтектических силуминов с различной скоростью по-разному влияет на их КТЛР. Перспективными для улучшения структуры и свойств силуминов являются способы их получения методами порошковой металлургии с применением сверхбольших скоростей охлаждения ( $10^5$ – $10^8$  °С/с), позволяющими получать мелкодисперсную структуру, повышать предел прочности до 400 МПа и снижать КТЛР до  $(14\text{--}15) \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$  при 20–200 °С [10].

Целью данной работы являлось исследование влияния условий теплоотвода на структуру и КТЛР сплава Св-АК5, полученного по технологии WAAM-наплавки.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований КТЛР использовались выращенные при токе дуги 90 А по WAAM-технологии заготовки, из которых вытачивались цилиндрические образцы диаметром 6 мм и длиной 60 мм. Для наплавки использовалась алюминиевая проволока марки Св-АК5 (ГОСТ 7871-2019) (ER4043), химический состав которой приведен в таблице 1. Наплавка проводи-

**Таблица 1.** Химический состав присадочной проволоки Св-АК5 (ГОСТ 7871-2019)

Основные легирующие, %		Примеси, %, не более			Al
Si	Ti	Mn	Zn	Fe	
4,5-6,0	0,1-0,2	0,01	0,01	0,2	Основа

лась на подложку в виде плиты толщиной 6 мм из сплава АМг5.

Наплавка проводилась на роботизированном комплексе, включающем в себя коллаборативный робот-манипулятор DOBOT CR10 (Китай) и сварочный инверторный полуавтомат EWM Titan 350 XQ puls D (Германия) при токе дуги 90 А, напряжении 19 В, скорости подачи проволоки 6,2 м/мин, и скорости печати 600 мм/мин. Расход аргона составлял 15 л/мин. Был реализован импульсный режим наплавки. Дополнительно были проведены измерения КТЛР литого образца, полученного переплавом проволоки Св-АК5 и последующей заливкой в холодный кокиль. Плавка проводилась в плавильной печи GRAFICARBO при температуре 730 °С.

Предварительно выращивалась заготовка высотой 80 мм, длиной 130 мм и шириной 10 мм (рис. 1). В последующем из выращенных заготовок вырезались прямоугольные образцы размерами 70x10 мм вдоль направления выращивания и перпендикулярно ему. Образцы 1 и 2 вырезались вдоль направления выращивания, а образцы 3 и 4 – перпендикулярно направлению выращивания (рис. 1).

В последующем из вырезанных прямоугольных образцов вытачивались цилиндрические образцы указанных выше длины и диаметра. Измерение коэффициента термического рас-

ширения материалов осуществлялось на механическом dilatометре, собранном в лаборатории кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» [6]. Схема установки и основные её элементы представлены на рисунке 2.

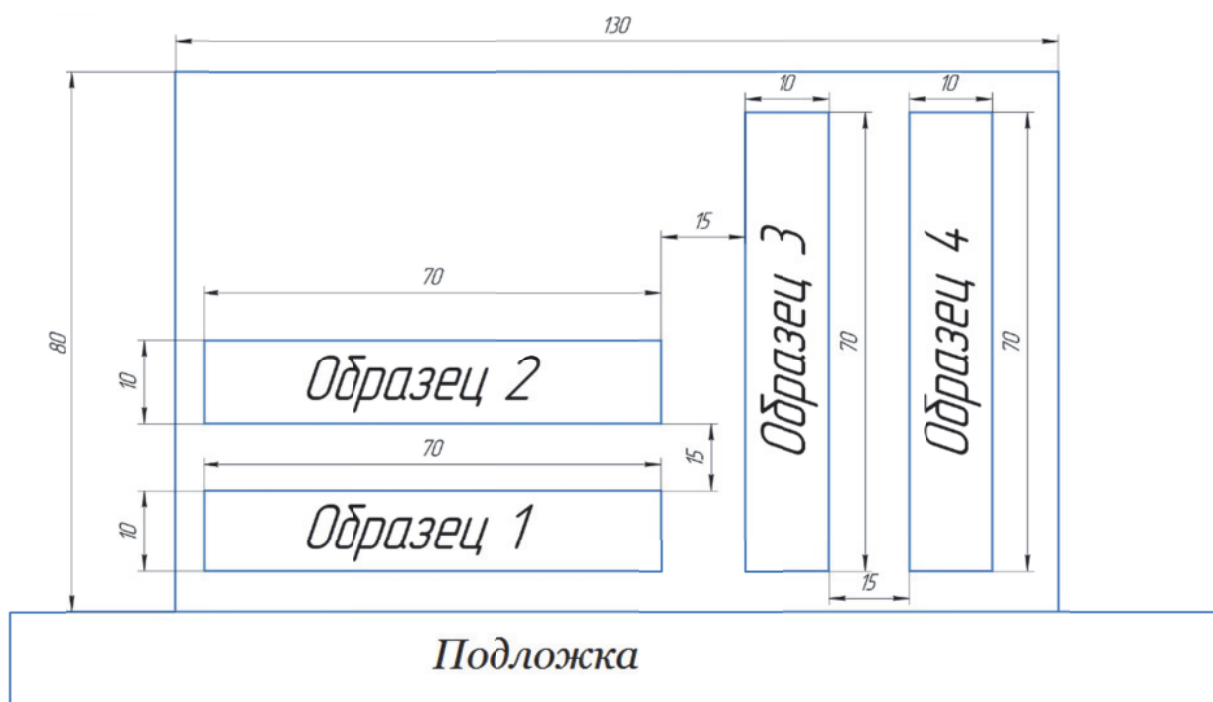
Цилиндрический образец устанавливается между кварцевыми трубками 3 из плавного кварца. При нагреве образца показания с устройства измерения 5 (цена деления 4,5 мкм) снимаются через каждые 20 °С с выдержкой 5 мин. Показания температуры снимаются с мультиметра 4, который непосредственно подсоединен к термопаре 6, контактирующей с исследуемым образцом. Полученные данные рассчитываются по формуле:

$$\alpha = \frac{1}{l} \cdot \left( \frac{\Delta l}{\Delta T} \right); \quad (1)$$

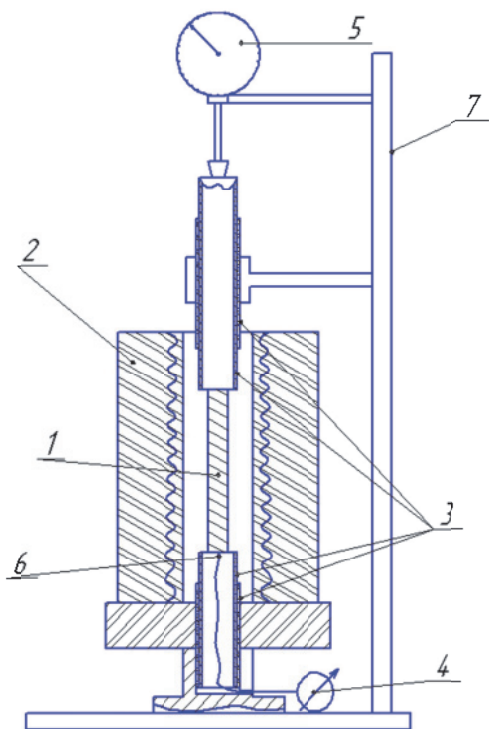
$$\Delta T = T_1 - T_2; \quad (2)$$

где  $l$  – длина образца,  $\Delta l$  – удлинение образца,  $T_1$  – текущая температура образца,  $T_2$  – начальная температура образца.

Измерения КТЛР на каждом образце проводились в течение 4 часов от комнатной температуры (20 °С) до 400 °С с шагом 20 °С. Для фиксирования температуры использовалась термопара ТХА (тип К), рабочий элемент которой изготовлен из сплава хромель-алю-



**Рис. 1.** Схема наплавки и получения вырезанных цилиндрических образцов для измерения КТЛР



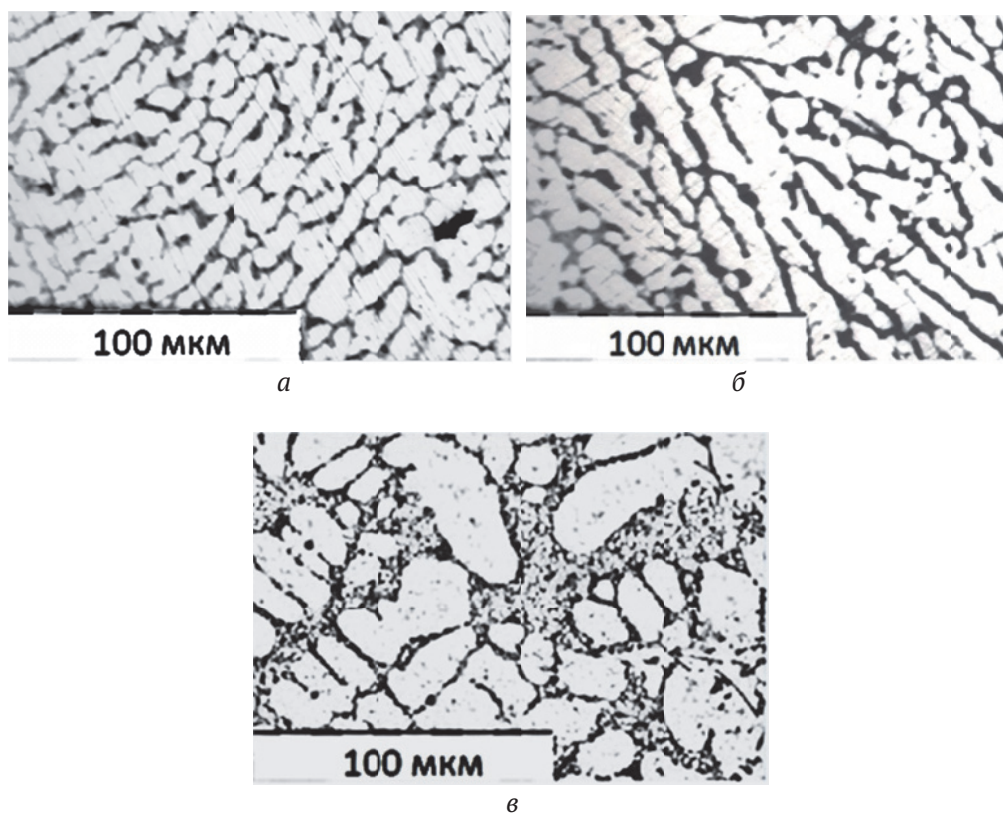
**Рис. 2.** Экспериментальная установка для измерения коэффициента линейного расширения: 1 – образец; 2 – электрический нагреватель; 3 – кварцевые трубки; 4 – мультиметр; 5 – устройство измерения перемещения часового типа; 6 – термопара; 7 – штатив

мель, позволяющей проводить измерения в диапазоне температур от  $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  при чувствительности  $40\text{ мкВ/град}$ . Погрешность измерения температуры используемым мультиметром в указанном диапазоне не превышала  $\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Исследования микроструктуры выращенных образцов проводились на металлографическом микроскопе МЕТАМ 34ЛВ в программе СИАМС 800.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ микроструктуры зон наплавки показал, что в целом по высоте формируется достаточно стабильная однородная двухфазная структура доэвтектического сплава, состоящая из дендритов  $\alpha\text{-Al}$  на основе твердого раствора кремния в алюминии и эвтектики в междендритном пространстве [7]. При этом в нижних наплавленных слоях формируется более дисперсная структура (рис. 3, а), чем в верхних (рис. 3, б). Это связано с тем, что при наплавке нижних слоев происходит более интенсивный теплоотвод через материал субстрата (подложку). С увеличением высоты наплавки тепло аккумулируется в предыдущих слоях, что и обуславливает укрупнение фазовых составляющих наплавленных слоев.



**Рис. 3.** Микроструктура сплава АК5 в зависимости от режима и высоты наплавки: а – импульсный режим, нижняя часть зоны наплавки (образец 1); б – импульсный режим, верхняя часть зоны наплавки (образец 2); в – литой образец

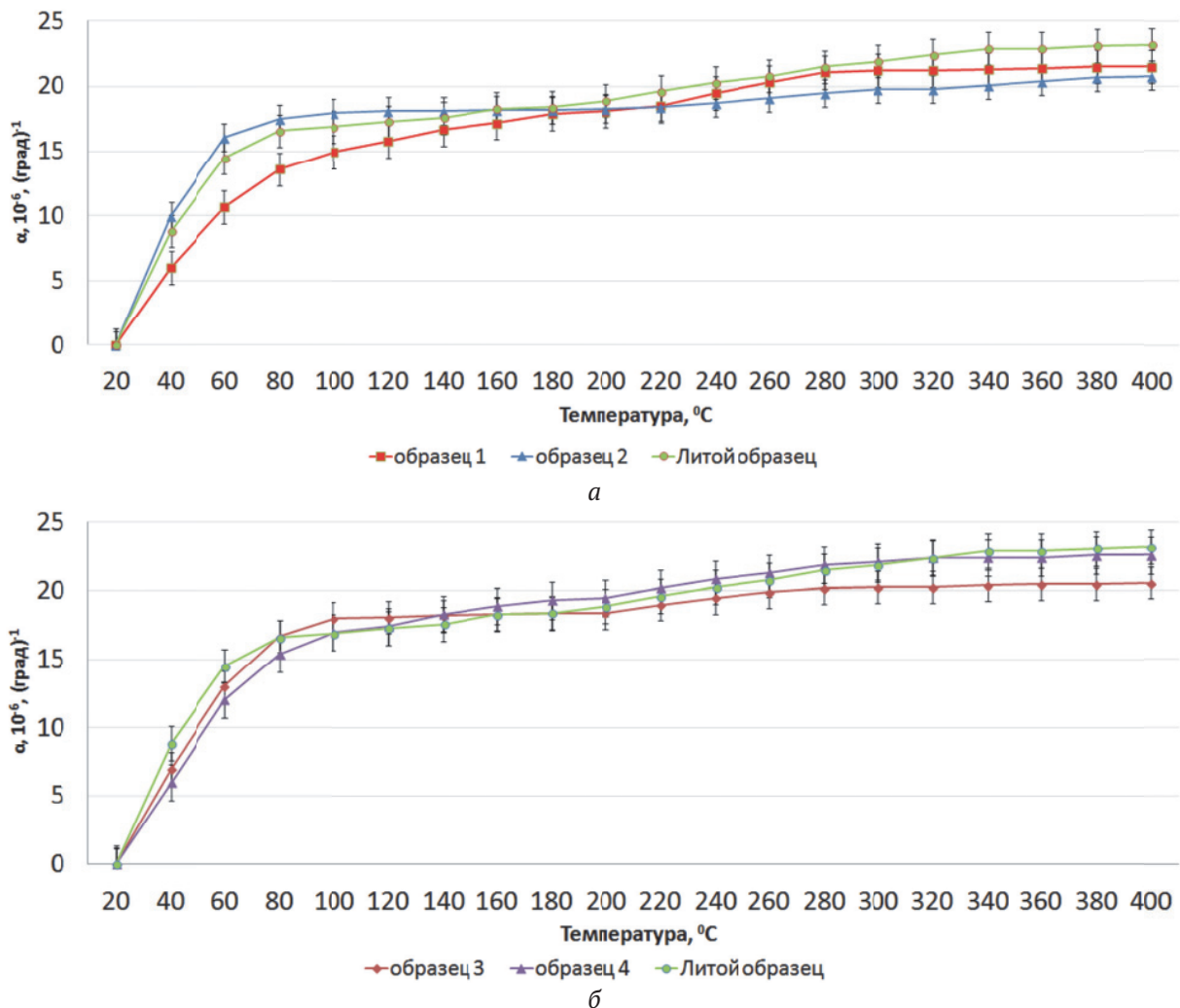
Наиболее крупнодисперсная структура формируется после переплава присадочной проволоки Св-АК5 в печи и заливки в кокиль (рис. 3, в).

На рисунке 4 представлены данные изменения КТЛР сплава Св-АК5 в диапазоне температур 20-400 °С. Наиболее медленный рост коэффициента линейного расширения при нагреве до температур от 40 °С до 180-200 °С наблюдается для образца 1, который меняется в диапазоне  $(5-18) \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup> (рис.3,а). При этом для образца 2 при температуре 40 °С КТЛР составляет  $10 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>, а в диапазоне температур 60-200 °С КТЛР достигает уже значений  $(17-18) \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>. Как отмечалось выше, это может быть связано с условиями теплоотвода при наплавке. Образец 1 вырезался из нижних наплавленных слоев, а образец 2 – из вышележащих (рис.1). Более ускоренный теплоотвод в подложку при наплавке нижних слоев формирует более дисперсную структуру в образце 1, чем в образце 2 (рис. 3, а, б).

В работе [8] также наблюдался более пологий характер хода температурной зависимости КТЛР у высокоуглеродистой стали Ст.У8А, чем

у  $\alpha$ - Fe и стали Ст.Зсп, что связано, с влиянием более «жесткого» каркаса из границ зерен на основной металл (тело зерна).

В работе [9] проводится анализ зависимости коэффициента теплового расширения одного и того же поликристаллического образца сплава Fe-3%Si от размера зерна, который также показал, что коэффициент теплового расширения границ зерен меньше коэффициента теплового расширения тела зерен. Такое различие при нагреве поликристалла приводит к возникновению дополнительной движущей силы рекристаллизации и увеличению подвижности границ, что способствует миграции границ [9]. Очевидно, что наличие более дисперсной структуры образца 1 обеспечивает большую площадь границ зерен, которые тормозят рост теплового расширения при нагреве, что выражается в более пологом характере хода температурной зависимости КТЛР. В то же время при нагреве до более высоких температур (выше 200 °С) может наблюдаться более интенсивная структурная перестройка, приводящая к росту зерна и КТЛР (рис. 4).



**Рис. 4.** Изменения КТЛР сплава Св-АК5 в диапазоне температур 20-400 °С: а – образцы, полученные вдоль направления наплавки; б – образцы, полученные перпендикулярно направлению наплавки; образцы 1 - 4 – в соответствии со схемой на рис. 1

Лишь при температурах выше 180-200 °С наблюдается выравнивание значений КТЛР данных образцов в пределах погрешности измерений. Сравнение значений КТЛР образца 2 с данными для литого образца (рис.4, а) показывает, что его значения для последнего близки с данными образца 2 в диапазоне от комнатной температуры до 180-200 °С. При более высоких температурах наблюдается определенный рост КТЛР литого образца по сравнению с образцом 2, что может быть связано с дальнейшим укрупнением структуры первого при нагреве.

Измерения КТЛР образцов 3 и 4, вырезанных перпендикулярно направлению наплавки (рис. 1), показали, что в пределах погрешности его изменения для обоих образцов в указанном диапазоне температур практически идентичны (рис. 4, б), что указывает на стабильность формируемой структуры вдоль направления наплавки. При этом изменения КТЛР литого и выращенных образцов во всем диапазоне температур также практически совпадают (особенно для образца 4).

Изменение роста коэффициента теплового расширения в различных температурных диапазонах для исследованных образцов представлено в таблице 2.

**Таблица 2.** Средний КТЛР в зависимости от интервала температур

Образец	Коэффициент теплового линейного расширения, $\alpha \cdot 10^6$ , град <sup>-1</sup> в интервале температур, °С				
	20-60	60-80	80-180	180-300	300-400
1	5,4	12,2	15,8	19,6	21
2	8,1	16,8	17,9	19,0	20,3
3	6,5	14,8	17,5	19,4	20,5
4	6,0	13,7	17,4	20,6	22,3
Литой образец	7,3	15,6	17,5	20,2	22,6

Таким образом, видно, что различие в средних значениях КТЛР исследуемых образцов наблюдается в диапазоне от комнатной температуры до 80 °С (особенно для образца 1). При более высоких температурах значения КТЛР для литого и выращенных образцов различаются лишь в пределах погрешности, что указывает на отсутствие анизотропии теплового расширения наплавленных образцов.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе проведенных исследований влияния WAAM-наплавки на структуру и КТЛР сплава Св-АК5 установлено:

Наблюдается изменение микроstructures по высоте наплавки. За счет ускоренного теплоотвода в подложку в нижних слоях выращенной заготовки формируется более дисперсная микроstructure, чем в вышележащих слоях.

Измерения теплового расширения в зависимости от температуры нагрева, показало, что формирование мелкодисперсной структуры нижних слоев обуславливает более медленный рост КТЛР по сравнению с КТЛР верхних слоев за счет образования большей площади границ зерен, тормозящих расширение зерен при нагреве.

Сравнение образцов, вырезанных вдоль направления наплавки и перпендикулярно ему показало, что значения их КТЛР заметно различаются только в интервале температур от комнатной до 80 °С. Особенно это выражено для образца, вырезанного из нижних наплавленных слоев с мелкодисперсной структурой. При росте температур до 400 °С различие в КТЛР всех образцов практически исчезает, что указывает на стабильность формируемой структуры и отсутствие анизотропии теплового расширения наплавленных образцов.

*Авторы благодарят компанию ООО «Велдинг-Групп Самара» за поддержку и предоставленное оборудование для проведения исследований по WAAM-наплавке.*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чуканов А.Н. Анизотропия деформации при послойном лазерном синтезе изделий/ Перспективные технологии и материалы / А.Н. Чуканов // Материалы международной научно-практической конференции 21–23 сентября 2022 года, г. Севастополь. – С. 221-225.
2. Попова, М.В. Особенности изменения параметров микроstructures и теплового расширения силуминов в зависимости от содержания в них кремния / М.В. Попова, Н.В. Кибко // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2013. – № 3(5). – С. 14-16.
3. Попова, М.В. Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники / М.В. Попова, А.Н. Прудников, С.В. Долгова, М.А. Малюх // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2017. – № 3(21). – С. 18-23.
4. Лившиц, Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Липецкий. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
5. Френкель, Я.И. Введение в теорию металлов / Я.И. Френкель. – Л.: Наука, 1972. – 424 с.

6. *Климов, В.Г.* Применение износостойких естественных композитов в технологии ремонта и модифицирования лопаток ротора газотурбинных двигателей / Климов В.Г., Никитин В.И., Никитин К.В., Жаткин С.С., Когтева А.В. // Вестник Московского авиационного института. – 2019. – Т. 26. №1. – С. 251-264.
7. *Никитин, К.В.* Исследование структуры и свойств наплавленных зон из присадочной проволоки Sv-AK5 при роботизированной наплавке / К.В. Никитин, Д.А. Дунаев, С.С. Жаткин, В.И. Никитин // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2022. – Т. 22. – № 4. – С. 67-75.
8. *Лебедев, М.П.* Тепловое расширение сталей с различным содержанием углерода при низких температурах / М.П. Лебедев, В.В. Макаров, П.П. Петров // Успехи современного естествознания. – 2015. – № 1, – С. 1167-1170.
9. *Губернаторов, В.В.* Роль теплового расширения в миграции границ и тройных стыков зерен при рекристаллизационном отжиге / В.В. Губернаторов, Т.С. Сычева, В.А., В.П. Пилюгин, С.А. Ольков. // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т.14. – № 4. – С. 5-10 Казанцев.
10. *Кибко, Н.В.* Формирование структуры и физико-механических свойств силуминов при обработке расплава водородсодержащими веществами / Н.В. Кибко. – Дисс... канд. техн. наук. – Новокузнецк. 2015. – 159 с.

## INVESTIGATION OF THE EFFECT OF WAAM SURFACING ON THE STRUCTURE AND COEFFICIENT OF THERMAL LINEAR EXPANSION OF THE AK-5 ALLOY

© 2024 S.S. Zhatkin, K.V. Nikitin, D.A. Dunaev, E.A. Minakov

Samara State Technical University, Samara, Russia

The paper presents the results of studies to determine the coefficient of thermal linear expansion (CTLE) of the Sv-AK5 alloy after WAAM surfacing. The data of CTLE measurements of grown workpieces during pulsed electric arc surfacing in the temperature range of 20-400 °C are presented. The influence of heat removal conditions on the structure of surfacing zones and CTLE of grown workpieces is shown. It has been established that in the lower layers of the grown workpiece, due to accelerated heat removal into the substrate, a more dispersed structure is formed compared to the overlying layers. An increase in the dispersion of the structure of a sample cut and prepared from the lower deposited layers of the grown workpiece leads to a decrease in the growth of the CTLE when heated to 180-200 °C due to an increase in the area of the grain boundaries, which inhibits the expansion of the "body" of the grains when heated. The change in the CTLE of the alloy during heating in the range from room temperature to 400 °C was studied depending on the direction of surfacing and cutting of samples for measurements. A comparison of samples cut along the direction of surfacing and perpendicular to it showed that their CTLE values differ noticeably only in the temperature range from room temperature to 80 °C. When the temperature increases to 400 °C, the difference in the thermal expansion of all samples practically disappears, which indicates the stability of the formed structure and the absence of anisotropy in the thermal expansion of the deposited samples.

*Key words:* additive technologies, WAAM surfacing, coefficient of thermal linear expansion, microstructure, pulse surfacing.

DOI: 10.37313/1990-5378-2024-26-4(2)-215-221

EDN: HBLYJS

## REFERENCES

1. *Chukanov, A.N.* Anizotropiya deformacii pri poslojnom lazernom sinteze izdelij/ Perspektivnye tekhnologii i materialy / A.N. Chukanov // Materialy mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii 21-23 sentyabrya 2022 goda, g. Sevastopol'. – S. 221-225.
2. *Popova, M.V.* Osobennosti izmeneniya parametrov mikrostruktury i teplovogo rasshi-reniya siluminov v zavisimosti ot sodержaniya v nih kremniya / M.V. Popova, N.V. Kibko // Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta. – 2013. – № 3(5). – S. 14-16.
3. *Popova, M.V.* Perspektivnye alyuminievye splavy dlya aviacionnoj i kosmicheskoy tekhniki / M.V. Popova, A.N. Prudnikov, S.V. Dolgova, M.A. Malyuh // Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta. – 2017. – № 3(21). – S. 18-23.
4. *Livshic B.G.* Fizicheskie svojstva metallov i splavov / B.G. Livshic, V.S. Kraposhin, Yf.L. Lipeckij. – M.: Metallurgiya, 1980. – 320 s.
5. *Frenkel', Ya.I.* Vvedenie v teoriyu metallov / Ya.I. Frenkel'. – L.: Nauka, 1972. – 424 s.
6. *Klimov, V.G.* Primenenie iznosostojkih estestvennyh kompozitov v tekhnologii re-monta i modifitsirovaniya lopatok rotora gazoturbinnih dvigatelej / Klimov V.G., Ni-kitin V.I., Nikitin K.V., ZHatkin S.S., Kogteva A.V. // Vestnik Moskovskogo aviacion-nogo instituta. – 2019. – Т. 26. №1. – S. 251-264.
7. *Nikitin, K.V.* Issledovanie struktury i svojstv naplavlennyh zon iz prisadochnoj provoloki Sv-AK5 pri robotizirovannoj naplavke / K.V. Nikitin, D.A. Dunaev, S.S. ZHatkin, V.I. Nikitin // Izvestiya vuzov. Cvetnaya metallurgiya. – 2022. – Т.22. – № 4. – S. 67-75.
8. *Lebedev, M.P.* Teplovoe rasshirenie stalej s razlichnym sodержaniem ugleroda pri nizkih temperaturah / M.P. Lebedev, V.V. Makarov, P.P. Petrov // Uspekhi sovremennogo estestvoznaniya. – 2015. – № 1, – S. 1167-1170.
9. *Gubernatorov, V.V.* Rol' teplovogo rasshireniya v migracii granic i trojnyh stykov zeren pri rekrystalizacionnom otzhige / V.V. Gubernatorov, T.S. Sycheva, V.A., V.P. Pilyugin, S.A. Ol'kov. // Fizicheskaya mезomekhanika. – 2011. – Т.14. – № 4. – S. 5-10 Kazancev.
10. *Kibko, N.V.* Formirovanie struktury i fiziko-mekhanicheskijh svojstv siluminov pri obrabotke rasplava vodorodsoderzhashchimi veshchestvami / N.V. Kibko. – Diss... kand. tekhn. nauk. – Novokuzneck. 2015. – 159 s.

*S. Zhatkin, Candidate of Technical Sciences, Professor of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies. E-mail: sergejat@mail.ru*

*K. Nikitin, Doctor. Technical Sciences, Professor, Dean of the Faculty of Mechanical Engineering, Metallurgy and Transport. E-mail: kvn-6411@mail.ru*

*D. Dunaev, Postgraduate Student, Engineer of the Department «Foundry and High-Efficiency Technologies».*

*E-mail: dim-jkee830@gmail.com*

*E. Minakov, Engineer, Assistant of the Department «Foundry and High-Efficiency Technologies».*

*E-mail: good-spik@yandex.ru*