

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНОЙ 3D КОНСТРУКЦИИ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛА

В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. А. Шаповалов, А. Н. Пикулин

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты моделирования температурных полей, кинетики нанесения слоев разнородных металлов и характера структурных превращений при формировании аддитивной многослойной конструкции из сталей 17Г1С и 30ХГС. Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics. Учитывали влияние температуры на теплофизические параметры сталей. Изучено одновременное воздействие трех дуг на процесс формирования наплавки, кинетику структурных превращений и диффузионные процессы перераспределения легирующих элементов. Показано, что для снижения уровня напряжений между аддитивной наплавкой и подложкой до 50 МПа в начале процесса нанесения следует использовать предварительный подогрев подложки дугой без нанесения наплавляемого материала, а также, что время прохождения между соседними дуговыми источниками тепла следует поддерживать в диапазоне от 5 до 30 с. Установлено, что при малой мощности дуги (1 кВт) в наплавке преимущественно формируется феррито-бейнитная структура, доля бейнита в которой составляет 71 %, феррита — 28 %, мартенсита примерно 1 %. При использовании дуги большей мощности (5 кВт) в наплавке формируется бейнито-мартенситная структура, доля бейнита в которой составляет около 50 %, мартенсита возрастает до 40 % и феррита до 10 %. Повышение мощности дуги приводит к росту максимальной температуры жидкой ванны до 1750...1850 °С, возрастанию скорости охлаждения до 15...25 °С/с и, как следствие, повышению доли мартенсита в структуре наплавляемых слоев. Разработано программное обеспечение, которое может быть использовано для математического моделирования металлургического аддитивного процесса формирования изделий из различных сталей и сплавов. Библиогр. 16, табл. 2, ил. 8.

Ключевые слова: аддитивное производство; моделирование; наплавление; функциональные материалы; структурные превращения; микроструктура

Почти вся современная промышленность основана на технологиях литья и резания. Вначале металлургическими способами формируется заготовка, из которой путем механической обработки (резания, деформации,ковки) создаются элементы конструкций. Это так называемые технологии вычитания.

В последние годы получил развитие новый комплекс технологий — это технологии сложения или аддитивные [1–3].

В отличие от способов литья и резания аддитивное производство основано на добавлении небольших порций материала. Изделия создаются за счет расплавления концентрированными источниками энергии металлического порошка, проволок сплошного сечения или порошковой [4–6].

Использование в аддитивном процессе металлической проволоки, с одной стороны, позволяет повысить производительность металлургических процессов и коэффициент использования материала, обеспечить более высокую энергоэффективность и экологическую безопасность, а с другой стороны, дает возможность создавать изделия та-

кой формы, состава и структуры, которые традиционные технологии не могут обеспечить.

С точки зрения формирования структуры наплавляемого металла применение аддитивных методов позволяет сформировать более однородную и дисперсную поликристаллическую или совершенную кристаллографически монокристаллическую его структуру по сравнению с традиционной литой (рис. 1).

Аддитивные методы характеризуются отсутствием химической неоднородности, дендритной и зональной ликвации, что связано с малым размером жидкой ванны и высокой скоростью кристаллизации наплавляемого металла [7, 8].

В последнее время перед материаловедами ставится задача по разработке новых технологических процессов получения материалов, обладающих высоким комплексом механических свойств при работе на удар, износ, усталость и испытывающих повышенные циклические и знакопеременные нагрузки. К таким материалам, обладающим уникальным набором механических, технологиче-

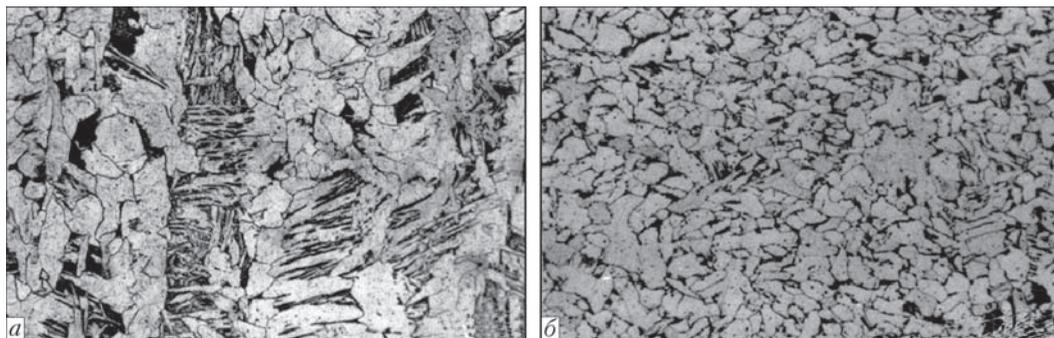


Рис. 1. Микроструктура наплавленных слоев стали 09Г2С, полученных различными способами: *a* — литьем; *б* — электродуговым аддитивным наплавлением, $\times 500$

ских и специальных свойств, относятся функционально-градиентные материалы (ФГМ) [9, 10].

ФГМ — это новый класс материалов, у которых наблюдается постепенное или периодическое изменение механических свойств и химического состава по глубине материала. Для получения ФГМ в настоящее время широко используются высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы, керамика.

Традиционно градиентные структуры получают путем применения специальных технологий: химико-термической обработки поверхности, поверхностной закалки, послойного прессования с последующим вакуумным спеканием, электронно-лучевого осаждения, нанесения различных покрытий и наплавов. К недостаткам всех этих технологий следует отнести относительно малую толщину участков с градиентными структурами, их неоднородность и нестабильность свойств, наличие высоких внутренних напряжений.

В случае преодоления данных недостатков ФГМ могут найти применение в военной технике, металлообработке, горнодобывающей и перерабатывающей промышленности и т. д. Поэтому перспективной представляется оценка возможностей использования аддитивных технологий для создания новых ФГМ.

С целью повышения производительности процесса аддитивного формирования изделий возможно одновременное использование группы

концентрированных источников тепла с подачей металла, совместимого с матрицей, малыми порциями. Таких источников нагрева, равномерно размещенных по периметру наращиваемой по высоте детали, может быть много.

В этой связи представляет определенный интерес изучение взаимного влияния источников тепла друг на друга, что позволит сформулировать требования к минимально и максимально допустимым расстояниям источников друг от друга и их мощностям.

Это достаточно сложная конструкторская и технологическая задача. Поэтому перед осуществлением реальных натурных экспериментов целесообразно провести расчеты с использованием методов математического моделирования.

Цель данной работы заключалась в анализе возможностей применения технологии аддитивного формирования конструкций из функциональных материалов с различным комплексом физико-механических свойств.

Материалы и методика исследований. Исходя из того, что технология аддитивного производства позволяет оперативно и экономично проводить создание и замену поврежденных деталей высоконагруженных узлов прямо на месте, в качестве материала для компьютерного моделирования отобраны две высокопрочные конструкционные стали — 17Г1С и 30ХГС с различным уровнем

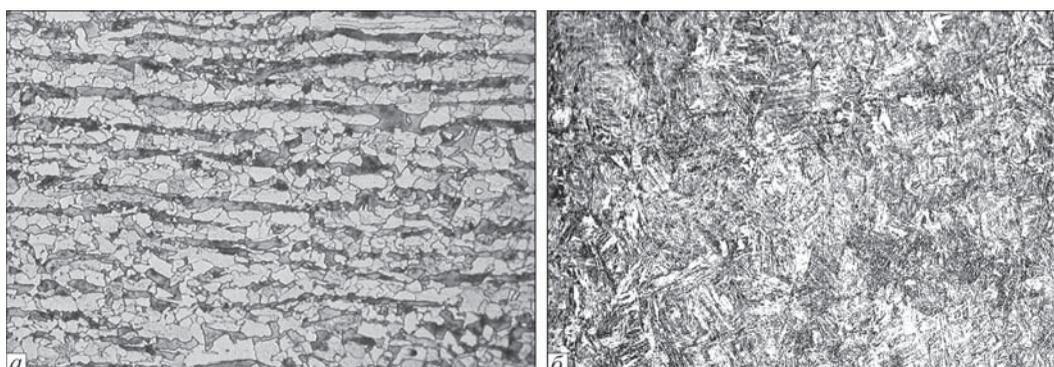


Рис. 2. Микроструктура образцов стали 17Г1С (*a*) и 30ХГС (*б*) в исходном состоянии, $\times 200$

физико-механических свойств и характером исходной микроструктуры (рис. 2).

Конструкционная низколегированная сталь 17Г1С применяется в судостроении, машиностроении, для магистральных газо- и нефтепроводов, в сварных конструкциях, работающих под высоким давлением при температурах от -40 до 475 °С. Структура стали 17Г1С — феррито-перлитная. Химический состав стали 17Г1С следующий, мас. %: 0,17 С; 1,52 Mn; 0,47 Si; 0,02 S; 0,025 P. Механические свойства: предел текучести — 343, предел прочности — 490 МПа, относительное удлинение — 20 %. Температуры критических точек составляют, °С: $A_{c1} = 745$; $A_{c3} = 870$; $A_{r1} = 680$; $A_{r3} = 790$.

Конструкционная легированная сталь 30ХГС применяется в сварных конструкциях ответственного назначения, работающих при знакопеременных нагрузках (крепежных деталях, зубчатых колесах, фланцах, корпусах обшивки, лопатках компрессорных машин). Структура стали 30ХГС — бейнито-мартенситная. Химический состав стали следующий, мас. %: 0,32 С; 1,1 Mn; 1,05 Cr; <0,3 Ni; <0,3 Cu; 0,02 S; 0,025 P. Механические свойства: предел текучести 580, предел прочности — 686 МПа, относительное удлинение — 11 %. Температуры критических точек составляют, °С: $A_{c1} = 760$; $A_{c1} = 830$; $A_{r1} = 670$; $A_{r3} = 705$; $M_n = 352$.

Микроструктура сталей 17Г1С и 30ХГС в состоянии поставки приведена на рис. 2. Содержание феррита в стали 17Г1С составляло 52 %, перлита — 48 %, а в стали 30ХГС — 60 % бейнита, 40 % мартенсита.

Для проведения компьютерного моделирования процесса аддитивного наплавления необходимо учесть зависимость физико-металлургических свойств моделируемых сталей от температуры нагрева. Помимо традиционных способов получения свойств материалов в ходе экспериментальных исследований в настоящее время все более перспективным является использование свободно распространяемого или коммерческого программного обеспечения для моделирования широкого спектра свойств многокомпонентных сталей и сплавов, основанного на методе CALPHAD [11].

Прежде всего к ним относятся коммерческие программы FactSage, MTDATA, ThermoCalc и OpenCALPHAD. С помощью программы OpenCALPHAD были рассчитаны термические и механические свойства моделируемых сплавов 17Г1С и 30ХГС (табл. 1).

Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет междисциплинарных исследований COMSOL Multiphysics [9, 10], который позволяет объединить задачи диффузии, тепло- и массопереноса, гидродинамики, механики деформируемого твердого тела в одну взаимосвязанную задачу. В процессе моделирования использовали физические интерфейсы: модули теплопередачи, диффузии, структурной механики и решения дифференциальных уравнений в частных производных.

Геометрия стенки конструкции состояла из чередующихся слоев сталей 17Г1С и 30ХГС толщиной 1,0 мм, шириной 6,0 мм и длиной 280 мм (рис. 3, а). Количество наплаваемых слоев определяли условием максимального приближения к

Таблица 1. Влияние температуры нагрева на теплофизические свойства сталей 17Г1С и 30ХГС

Сталь 17Г1С					Сталь 30ХГС				
Физические свойства			Термические свойства		Физические свойства			Термические свойства	
Температура, °С	Плотность, г/см ³	Линейное расширение, %	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Теплоемкость, Дж/(г·К)	Температура, °С	Плотность, г/см ³	Линейное расширение, %	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Теплоемкость, Дж/(г·К)
25	7,80	0	32,65	0,45	25	7,78	0	22,25	0,46
100	7,78	0,10	34,54	0,48	100	7,75	0,10	24,44	0,49
200	7,75	0,23	36,11	0,52	200	7,72	0,23	27,11	0,53
300	7,72	0,37	36,51	0,57	300	7,69	0,38	29,10	0,57
400	7,68	0,53	35,82	0,62	400	7,66	0,53	30,11	0,63
500	7,65	0,68	34,38	0,70	500	7,62	0,69	30,12	0,70
600	7,61	0,85	32,60	0,80	600	7,58	0,86	29,30	0,83
700	7,57	1,02	30,94	0,96	700	7,54	1,03	28,23	1,01
800	7,59	0,94	27,12	0,87	800	7,56	0,94	25,11	0,62
900	7,55	1,09	27,53	0,61	900	7,50	1,18	26,24	0,64
1000	7,50	1,34	28,71	0,63	1000	7,44	1,41	27,38	0,63
1100	7,45	1,59	29,89	0,64	1100	7,39	1,65	28,53	0,65
1200	7,39	1,84	31,07	0,66	1200	7,34	1,90	29,68	0,66
1300	7,34	2,10	32,25	0,68	1300	7,28	2,16	30,83	0,68
1400	7,28	2,36	33,43	0,69	1400	7,22	2,48	31,96	1,44

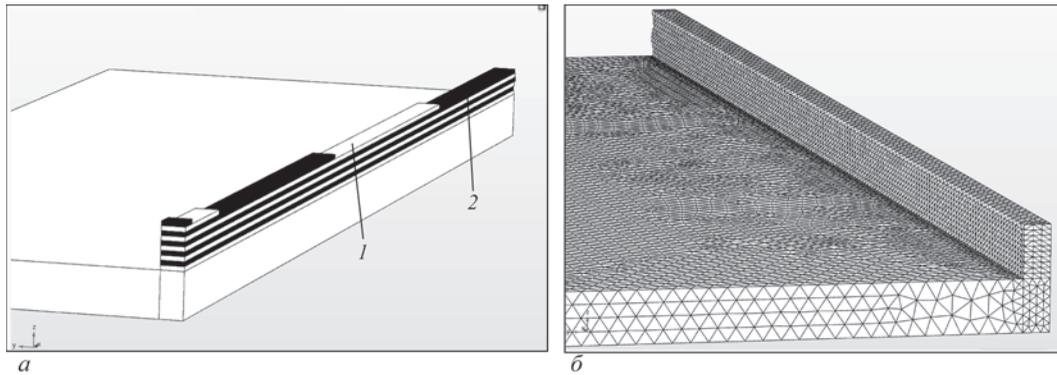


Рис. 3. Геометрия аддитивного наплавления (а) и расчетной сетки (б); 1 — сталь 17Г1С; 2 — 30ХГ

стационарному температурному режиму нанесения наплавки. Согласно результатам предыдущих исследований это количество слоев составляет от 6 до 8 [12]. В работе моделировали поочередное нанесение 10 слоев сталей.

Исходя из результатов эксперимента приняли, что в начальный момент времени наносимый материал находился в твердожидком состоянии между температурами ликвидуса и солидуса для данных сталей, что позволило не учитывать в расчетах жидкую фазу при формировании слоев. Слои поочередно наносили на подложку с интервалом в 10 с.

С целью повышения производительности аддитивного процесса, обеспечения однородности распределения температуры, предотвращения преждевременного остывания наплавляемого слоя до нанесения последующего вследствие их малой толщины (примерно 1 мм), создания возможности управления химическим составом наплавляемого изделия одновременно использовали три дуговых источника нагрева.

Идея одновременного использования нескольких дуговых источников нагрева основана на опыте использования многодуговой сварки под флюсом, при которой на отдельных дугах устанавливаются сварочные проволоки разного химического состава, что позволяет дозированно с большой точностью регулировать температуру, содержание легирующих элементов и микроструктуру металла шва [13]. Требуемый химический состав шва достигается путем изменения количества дуг со сварочной проволокой той или иной системы легирования и различной скорости ее подачи на отдельных дугах. Такой подход обеспечивает получение более благоприятного структурного состояния металла шва (формирование игольчатого феррита) и, как следствие, более высоких механических свойств сварного соединения.

В расчетах использовали модель упруго-пластического материала. Напряжения и деформации в модели возникают в результате развития усадоч-

ных явлений — уменьшения объема материала при охлаждении.

В связи с тем, что расчетная область непрерывно увеличивалась в размерах за счет постоянного добавления новых элементов проволоки, на каждом шаге моделирования происходила перестройка расчетной сетки. В процессе расчета количество элементов сетки возрастало примерно с 250 тыс. до 630 тыс. элементов. При расчете использовали адаптивную сетку, размер ячеек которой не превышал 0,1 мм в наплавленном слое и 1 мм в подложке (рис. 3, б).

Используемая модель и соответствующие ей математические уравнения приведены в работе [12, 14]. Для численного анализа кинетики изменения температурных полей в наплавляемом изделии во времени решалось трехмерное нестационарное уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T \right) = \nabla [k(T) \nabla T], \quad (1)$$

где ρC_p — удельная теплоемкость; k — теплопроводность материала.

Граничные условия, необходимые для решения уравнения (1), определяются балансом подвода и стока тепла с поверхности наплавляемой детали. Так, в области контакта наплавляемого изделия с подложкой сток тепла может быть описан законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности тепловое излучение подчиняется закону Стефана–Больцмана.

Граничные условия для решения уравнения теплопроводности (1) имеют следующий вид:

$$-k(T) \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} h(T - T_{\text{внеш}}) & \text{в области контакта с подложкой,} \\ h(T - T_{\text{внеш}}) + \varepsilon \sigma_0 (T^4 - T_{\text{внеш}}^4) - q_{\text{ист}} - q_{\text{пров}} & \text{на свободных поверхностях} \end{cases}, \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; $h = 10$ (Вт/($\text{м}^2 \cdot \text{К}$)) — коэффициент конвективной теплоотдачи; $\varepsilon = 0,8$ — степень черноты материала; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана ($5,6704 \cdot 10^{-8}$ Дж· $\text{с}^{-1} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{К}^{-4}$); $T_{\text{внеш}} = 293$ К — температура окру-

жающей среды; $q_{\text{ист}}$ — плотность теплового потока, создаваемого дуговым источником нагрева; $q_{\text{пров}}$ — количество тепла, которое вводится расплавленной проволокой.

В работе использовали модель совместного переноса энергии от двух одновременно действующих источников тепла — дугового источника и расплавленной проволоки.

Распределение плотности теплового потока от движущегося поверхностного дугового источника ($q_{\text{ист}}(x, y, t)$) задавалось моделью эллипсоидного типа:

$$q_{\text{ист}}(x, y, t) = q_{\text{max}} \exp\left[-K_x(x-x_0-v_d t)^2 - K_y(y-y_0)^2\right], \quad (3)$$

где x, y — локальные координаты теплового источника; x_0, y_0 — начальные координаты источника; $q_{\text{max}} = \eta U_d I_{\text{св}}$ — мощность источника; η — коэффициент полезного действия источника (0,9...0,95); U_d — напряжение на дуге; $I_{\text{св}}$ — ток дуги; K_x и K_y — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового источника; v_d — скорость перемещения дугового источника вдоль оси X ; t — время. Расстояние между соседними дуговыми источниками составляло 100 мм.

Распределение плотности теплового потока от расплавленной проволоки $q_{\text{пров}}(x, y, t)$ задавалось движением торца формирующегося слоя со скоростью v_d , имеющего постоянную температуру равную $T_{\text{пров}} = 1800$ К.

В представленной работе данная модель была расширена уравнением диффузии в связи с большой вероятностью протекания диффузионных процессов между наплавляемыми слоями различного состава.

Для данного процесса уравнение диффузии (закон Фика) принимает следующий вид:

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} + \nabla(-D_i(T, c_i)\nabla c_i) = f_i(c_i), \quad (4)$$

где c_i — концентрация i -го элемента ($i = \text{C, Si, Mn}$) в твердом растворе железа в момент времени t , c ; D_i — коэффициент диффузии i -го элемента, $\text{см}^2/\text{с}$; T — температура в произвольной точке наплавки, °С, которая определяется из решения температурной задачи; функция объемного источника $f_i(c_i) = 0$ в связи с тем, что новых фаз в наплавляемом валике не образуется, т. к. содержание элементов в твердом растворе не превышает предел их растворимости в железе.

Начальными условиями для данного процесса является исходная концентрация c_i^{01} элементов (C, Si, Mn) в стали 17Г1С и c_i^{02} в стали 30ХГС.

Для уравнения (4) граничные условия наплавляемого слоя периодически изменялись в зависимости от состава наплавляемого слоя. Для стали 17Г1С — c_i^{01} , а для 30ХГС — c_i^{02} .

Известно, что величина коэффициента диффузии D_i зависит не только от температуры и состава металла в рассматриваемой зоне, а также от структурного состояния металла, в котором проходят диффузионные процессы. Уравнения, описывающие коэффициенты диффузии в аустените или феррите, существенно различны. Меньшие значения коэффициентов диффузии элементов в ОЦК решетке ($\alpha\text{-Fe}$) по сравнению с ГЦК решеткой ($\gamma\text{-Fe}$) связаны с ее большей компактностью.

Для расчета коэффициентов диффузии C, Si и Mn в γ -железе использовали результаты, представленные в работе [15]. При расчетах коэффициенты диффузии $D_i^y(T)$ можно представить в следующем виде:

$$D_i^y(T) = D_{i0}^y \exp\left(-\frac{Q_i^y}{RT}\right), \quad (5)$$

где D_{i0}^y — постоянный множитель, значение которого зависит от содержания углерода, $\text{см}^2/\text{с}$ (табл. 2); Q_i^y — энергия активации диффузии, Дж/

Т а б л и ц а 2. Значения коэффициентов диффузии углерода, марганца и кремния в γ -железе при различных температурах, °С [14]

Элемент	Содержание углерода, %	$D_i^y(T) \cdot 10^7, \text{см}^2/\text{с}$			$D_{i0}^y \cdot 10^7, \text{см}^2/\text{с}$	$Q_i^y, \text{Дж/моль}$
		1000	1100	1200		
C	0,2	2,45	6,06	13,10	0,056	128100
	0,4	3,36	7,95	17,30	0,076	
	0,7	4,11	10,50	23,10	0,096	
Si	0,2	2,08	5,24	11,50	0,060	134000
	0,4	2,76	7,00	15,30	0,080	
	0,7	3,80	9,58	21,00	0,110	
Mn	0,2	2,62	6,47	14,50	0,070	132400
	0,4	3,30	8,10	18,20	0,080	
	0,7	4,20	10,40	23,20	0,110	

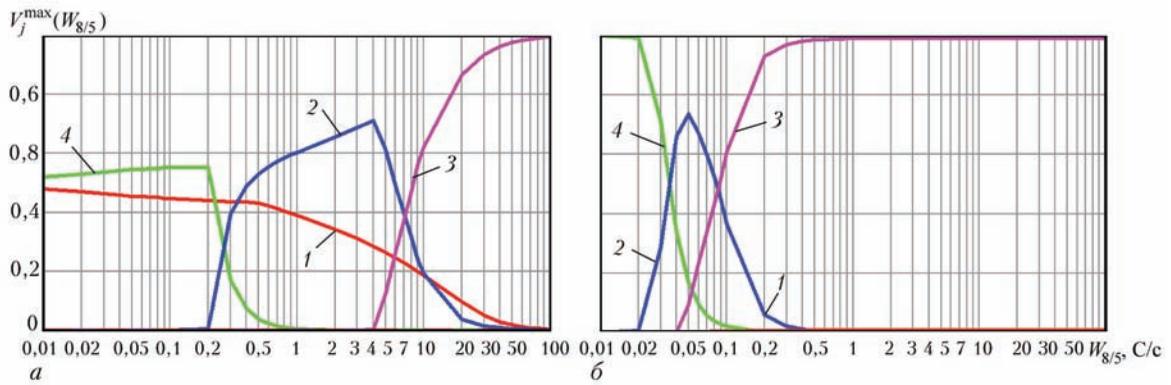


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения ($W_{8/5}$) на образование структурных составляющих ($V_j^{max}(W_{8/5})$) в сталях: а — 17Г1С; б — 30ХГС; 1 — феррит; 2 — бейнит; 3 — мартенсит; 4 — перлит

моль; R — универсальная газовая постоянная равная 8,31, Дж/(моль·К); T — температура, К.

Для расчета коэффициентов диффузии углерода в α -железе использовали известную эмпирическую зависимость [16], полученную в результате обобщения большого числа экспериментальных данных:

$$D_C^\alpha(T) = 2 \cdot 10^{-6} \exp\left(-\frac{84300}{RT}\right). \quad (6)$$

Расчеты, выполненные в соответствии зависимости (6), дают значения коэффициента диффузии углерода при температуре, °С: 800 — $1,56 \cdot 10^{-6}$, 600 — $1,80 \cdot 10^{-7}$, 200 — $9,70 \cdot 10^{-12}$.

Решение дифференциальных уравнений проводили методом конечных элементов (МКЭ) путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ее ячейке интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Так как геометрия наплавки имеет симметричный характер, то для сокращения ресурсов вычислительной техники расчет проводили на половине изделия.

Количество структурных составляющих, образующихся в процессе полиморфного превращения, рассчитывали по формуле

$$V_j(T) = V_j^{max}(W_{8/5}) \cdot f_j(T), \quad (7)$$

где $V_j(T)$ — доля j -ой фазы (феррита, бейнита, мартенсита), $V_j^{max}(W_{8/5})$ — максимальная доля j -ой фазы; $\Delta_{8/5}$ — время охлаждения в интервале температур 500...800 °С; $f_j(T)$ — функция, зависящая от температуры [14].

На основании результатов экспериментальных исследований, проведенных на установке имитации термических циклов сварки Gleeble 3800, определена зависимость максимальной доли фаз от скорости охлаждения для исследуемых сталей (рис. 4).

Результаты моделирования. По результатам решения тепловой задачи построено пространственное распределение температурных полей в различные моменты времени от начала аддитивного процесса.

В работе проанализировано влияние тепловложения от дугового источника нагрева мощностью 1 и 5 кВт на температурное поле наплавляемых слоев и характер формирующейся структуры. Выбор мощности источника дугового нагрева определялся характерными режимами электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей. Используемые в работе значения технологических параметров наплавления следующие:

Технологические параметры дугового наплавления

Мощность дуги, кВт	1...5
Толщина пластины, мм	10
Толщина наплавляемого слоя, мм	1
Ширина наплавки, мм	4
Длина наплавки, мм	300
Скорость перемещения дуги, мм/с	10
Скорость подачи проволоки, мм/с	10
Расстояние между источниками, мм	100
Количество наплавляемых слоев, шт.	10

Предварительные расчеты показали, что при нанесении жидкого металла расплавленной проволоки на холодную подложку (+20 °С) на границе между подложкой и наплавленным валиком возникают значительные напряжения (300...500 МПа), которые могут привести к образованию трещин и отрыву наплавляемых слоев.

В связи с этим, в ходе расчетов прохождение 1-ой дуги не сопровождалось нанесением жидкого металла от проволоки, а дуга при «холостом» ходе лишь прогревала подложку. Температура подложки к моменту подхода 2-ой дуги, при которой уже наносился жидкий металл расплавленной проволоки, составляла 200...250 °С. Такой подход позволил снизить напряжения на границе подложка-валик до 50...70 МПа.

При однодуговой наплавке такого эффекта добиться практически невозможно в связи с тем, что к моменту нанесения проволоки подложка почти полностью остывает до начальной температуры. В предложенной модели время (10 с) между прохождением дуг не дает полностью остыть подложке.

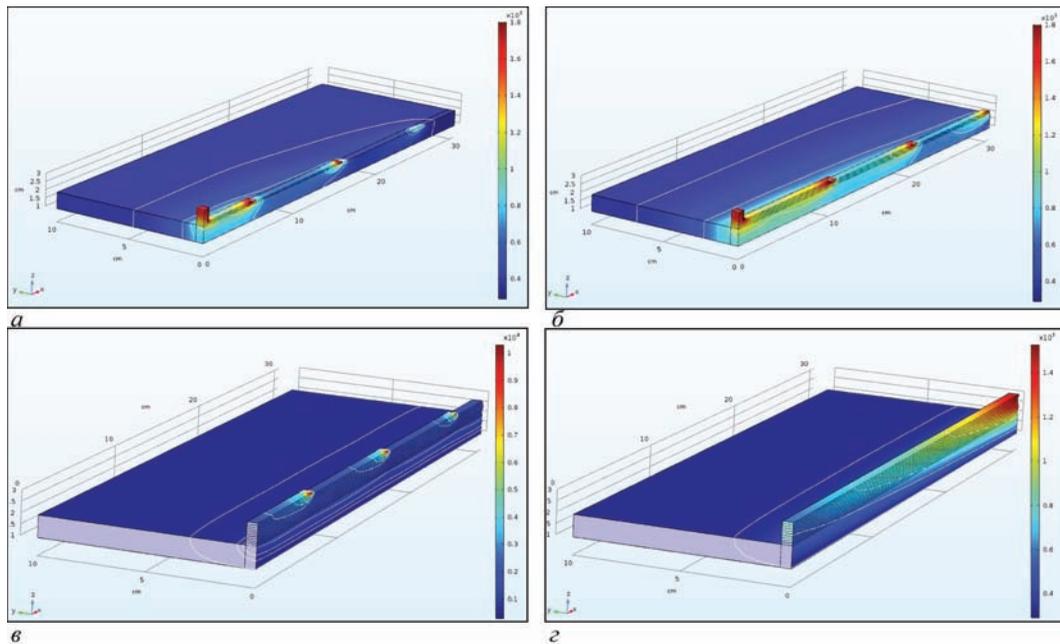


Рис. 5. Моделирование нанесения аддитивной наплавки во времени, с: *a* — 25; *б* — 50; *в* — 106; *г* — 145

Результаты моделирования температурных полей при наплавлении 10 слоев разнородных материалов приведены на рис. 5.

Анализ взаимодействия температурных полей в процессе наплавления позволяет ограничить время прохождения соседних источников тепла. Расчеты показывают, что это время не может быть меньше 3...5 с в связи с тем, что в противном случае будет происходить наложение ванн жидкого металла от соседних источников и увеличение перегрева ванны, растекание ее по стенкам наплавки и образование дефектов.

С другой стороны, время между соседними источниками не может быть выше 25...30 с в связи с тем, что в противном случае наплаваемая стенка будет полностью остывать, формироваться мартенситная структура, что приведет к возрастанию напряжений на границе между слоями и возможному образованию дефектов.

Анализ полученных результатов показывает почти однородное распределение температуры в наплаваемых слоях и подложке. Повышение мощности источника тепла с 1 до 5 кВт приводит к увеличению зоны термического влияния с 1,5 до 3,0 см соответственно. Возрастает прогрев подложки в процессе наплавления и, как следствие, наблюдается более выраженное изменение структурно-фазового состояния всего изделия.

Расчетное распределение температуры подложки по высоте представлено на рис. 6.

Полученные результаты показывают, что наибольшая температура подложки составляет 1220 °С при использовании дуги мощностью 1 кВт и 1800 °С при мощности дуги 5 кВт. Таким образом, при использовании дуги 5 кВт происходит подплавление подложки, тогда как при использовании дуги мощностью 1 кВт — нет. Анализ изотерм температур (рис. 6, б) показывает, что участки, располагающиеся на расстоянии выше 0,5 см

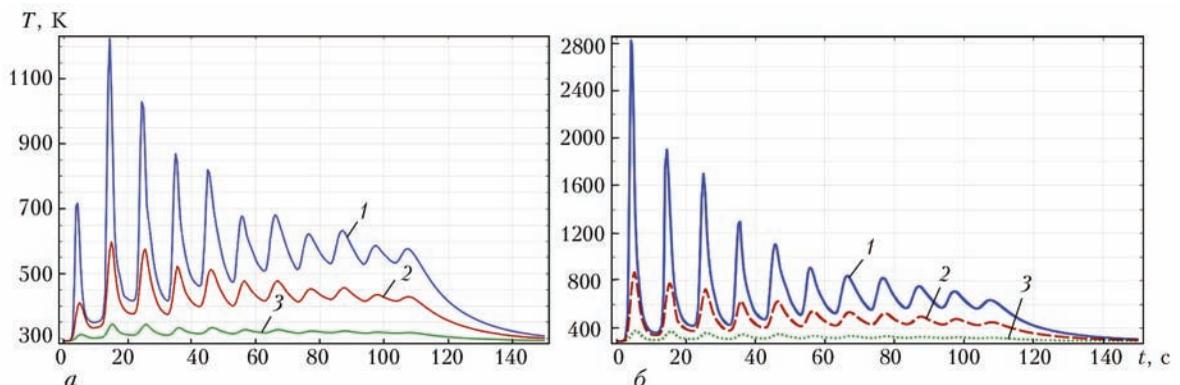


Рис. 6. Влияние тепловложения дуги (*a* — 1; *б* — 5 кВт) на изменение температуры подложки по высоте, мм: 1 — 0,1; 2 — 0,5; 3 — 0,9 в процессе наплавления слоев

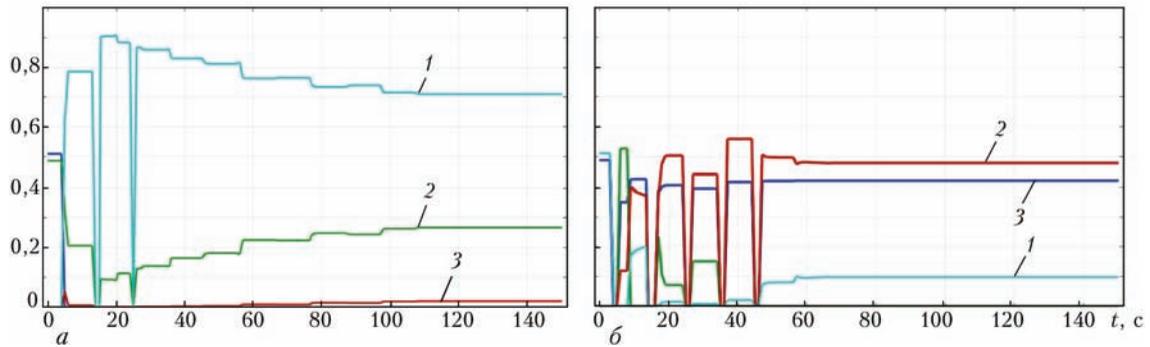


Рис. 7. Влияние тепловложения дуги (*a* — 1; *b* — 5 кВт) на изменение структурно-фазового состояния наплавки во времени: 1 — феррит; 2 — бейнит; 3 — мартенсит

от поверхности наплавания, не расплавляются. Максимальные температуры на каждом цикле наплавания постепенно снижаются, хотя при малой мощности дуги (1 кВт) неравномерно. Это обстоятельство должно приводить к формированию неоднородности в структуре наплавки.

Исследование изменения структурно-фазового состояния наплавки представлено на рис. 7. Результаты моделирования показывают, что повышение тепловложения дуги при наплавании приводит к заметному изменению структурного состояния наплавки. Так, при использовании дуги малой мощности в наплавке преимущественно формируется феррито-бейнитная структура.

После завершения наплавания (рис. 7, *a*) доля бейнита составляет 71 %, феррита — 28 %, мартенсита примерно 1 %. При высокой мощности дуги (5 кВт) формируются бейнито-мартенситная

структура. Доля бейнита в наплавке снижается до 49 %, мартенсита возрастает до 42 %, феррита снижается до 9 % (рис. 7, *b*).

Изменение структуры наплавки связано с различием в скоростях охлаждения изделия. При наплавке дугой мощностью 1 кВт скорость охлаждения хотя и изменяется циклически (рис. 6), однако в среднем составляет 8...10 °C/с. При наплавке дугой мощностью 5 кВт скорость охлаждения заметно повышается и составляет 30...50 °C/с.

Наблюдаемые «провалы» в изменении структурного состояния наплавки (рис. 7) связаны с повышением температуры наплавки выше температуры ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения. Это приводит к обратному превращению исходной структуры в аустенитную. При малой мощности дуги (1 кВт) нагрев нижележащих слоев наплавки выше температуры A_{c3} прекращается после 25 с от начала

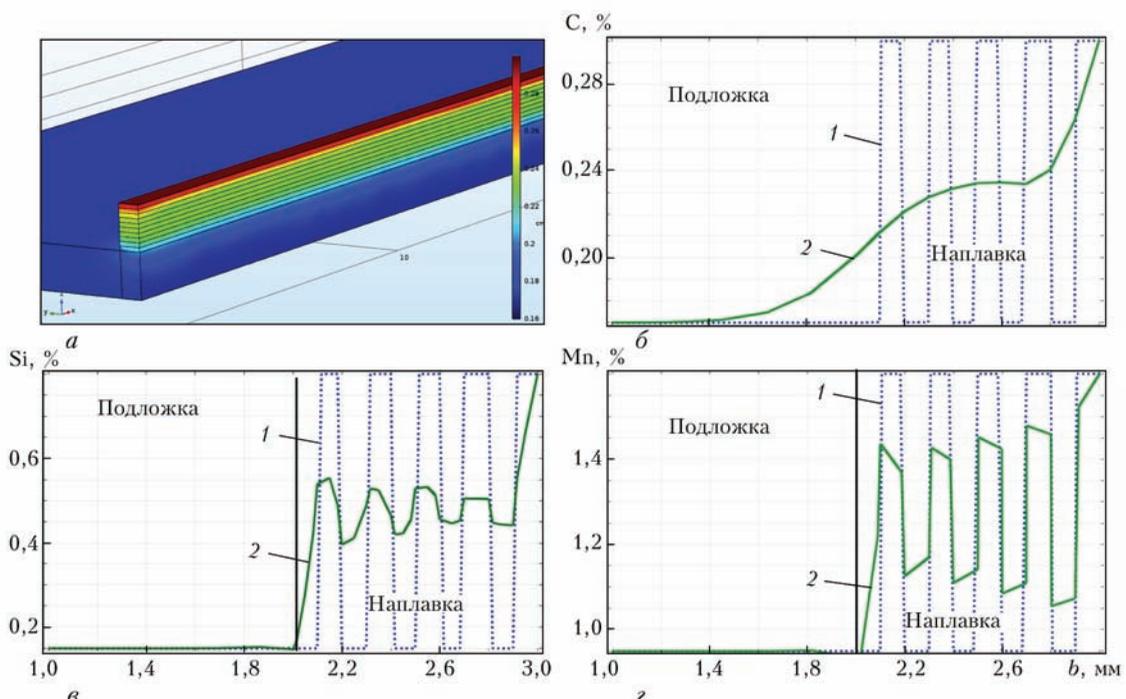


Рис. 8. Распределение содержания элементов по толщине (*b*) наплавки в аддитивном процессе наплавания: *a*, *b* — углерода; *в* — кремния; *г* — марганца; 1 — исходное содержание; 2 — содержание после 150 с наплавания

наплавления, а при высокой (5 кВт) этот процесс завершается только на 45 с. Это приводит к более равномерному распределению структурных составляющих по толщине наплавки при низкой мощности дуги и, соответственно, к более неоднородной структуре при высокой.

Анализ полученных результатов показывает, что с увеличением толщины наплавки характер структуры изменяется с феррито-перлитной (48 % феррита, 52 % перлита) на феррито-бейнитную (5 % феррита, 95 % бейнита). Увеличение доли бейнитной составляющей в наплавке связано с формированием относительно высоких скоростей охлаждения (10...15 °C/с) при быстром остывании тонких (1 мм) слоев наплавки.

Повышение тепловложения дуги приводит к перегреву жидкого металла, повышению максимальной температуры ванны до 1750...1850 °C, возрастанию скорости охлаждения до 15...25 °C/с и, как следствие, повышению доли мартенсита в структуре наплавляемых слоев.

Характер изменения содержания C, Si и Mn по толщине наплавляемых слоев представлен на рис. 8. Расчеты, проведенные по предложенной модели показывают, что в наплавляемом валике формируются периодические изменения в структуре, составе и свойствах материала.

Длительное пребывание наплавляемого металла выше температуры A_{c1} в аустенитной области приводит к заметному перераспределению углерода по толщине валика. Более высокий коэффициент диффузии углерода в ферритной области и повышенное время содержания наплавляемых слоев в аустенитной области приводит к более равномерному распределению углерода по толщине наплавки (рис. 8, б). Пониженная диффузионная подвижность кремния (рис. 8, в), а особенно марганца (рис. 8, г) приводит к сохранению периодического изменения содержания этих элементов в наплавляемом валике.

По мере увеличения толщины наплавляемых слоев различие в содержании элементов в слоях снижается.

Из полученных результатов можно сделать вывод, что увеличение длительности аддитивного процесса нанесения слоев будет способствовать гомогенизации состава формирующегося изделия. Повышение мощности дуги приводит к интенсификации процесса гомогенизации наплавки.

Выводы

1. Использование аддитивного процесса формирования наплавки позволяет создавать искусственные периодические структуры, обладающие кон-

тролируемой анизотропией свойств по структуре, составу, теплофизическим свойствам.

2. При нанесении аддитивной наплавки целесообразно использовать предварительный подогрев подложки путем «холостого» прохода дуги. Использование предварительного подогрева позволяет значительно снизить напряжения на границе подложка–валик до 50...70 МПа.

3. Время между прохождением соседними дуговыми источниками тепла начальной точки следует поддерживать в диапазоне от 5 до 30 с. Его можно регулировать расстоянием между источниками тепла и скоростью подачи проволоки.

4. Повышение мощности дуги приводит к изменению структурно-фазового состояния наплавки с феррито-бейнитной на бейнито-мартенситную, в которой доля бейнита в наплавке составляет 49 %, мартенсита 42 % и феррита 9 %.

Список литературы

1. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Автоматическая сварка*, **5–6**, 148–153.
2. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. (2016) 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Там же*, 141–144.
3. Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Гринюк А. А. и др. (2016) Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий (Обзор). *Там же*, 127–134.
4. Wong K. V., Hernandez A. (2012) A review of additive manufacturing. International Scholarly Research Network. *Mechanical Engineering*, **2012**.
5. Dave V. R., Matz J. E., Eagar T. W. (1995) Electron beam solid freeform fabrication of metal parts. *Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symp.*, Univ. of TX, Austin, pp. 64–70.
6. Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *International J. of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
7. Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. (2015) Управление структурой металла в процессе кристаллизации. *Современная электрометаллургия*, **2**, 51–54.
8. Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. (2015) Подавление ликвационных процессов в крупных слитках. *Там же*, **1**, 26–30.
9. Volyansky I., Shishkovsky I. (2016) Laser assisted 3D printing of functional graded structures from polymer covered nanocomposites. *New Trends in 3D Printing*. I. V. Shishkovsky (Ed.), Rijeka, Croatia, pp. 237–258.
10. Шишковский И. В. (2016) *Основы аддитивных технологий высокого разрешения*. Санкт-Петербург, Питер.
11. Spencer P. J. (2008) Brief History of CALPHAD. *CALPHAD*, **32**, 1–8.
12. Костин В. А., Григоренко Г. М. (2017) Особенности формирования структуры 3D изделия из стали S460M в аддитивной металлургической технологии. *Современная электрометаллургия*, **3**, 33–42.
13. Патон Б. Е. (2014) Исследования и разработки ИЭС им. Е. О. Патона для современной энергетики. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, **1**, 3–11.

14. Костин В. А., Григоренко Г. М., Жуков В. В. (2017) Моделирование металлургического аддитивного процесса создания конструкций из стали 09Г2С. *Современная электротехнология*, **2**, 35–44.
15. Блантер М. Е. (1962) *Фазовые превращения при термической обработке сталей*. Москва, ГНТИЛ по черн. и цвет. металлургии.
16. Wert C. A. (1950) Diffusion coefficient of C in α -iron. *Phys. Rev.*, **79**(4), 601–606.

References

1. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *The Paton Welding J.*, **5–6**, 137–142.
2. Akhonin, S.V., Vrzhezhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2016) Electron beam 3D-deposition of titanium parts. *Ibid.*, 130–133.
3. Korzhik, V.N., Khaskin, V.Yu., Grinyuk, A.A. et al. (2016) 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review). *Ibid.*, 117–123.
4. Wong, K. V., Hernandez, A. (2012) A review of additive manufacturing. Intern. Scholarly Research Network. *Mechanical Engineering*, **2012**.
5. Dave, V. R., Matz, J. E., Eagar, T. W. (1995) Electron beam solid freeform fabrication of metal parts. *Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symp.*, Univ. of TX, Austin, 64–70.
6. Jandric, Z., Labudovic, M., Kovacevic, R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built

- by welding-based deposition. *Intern. J. of Machine Tools and Manufacture*, **44**(7–8), 785–796.
7. Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. (2015) Metal structure control during solidification. *Sovrem. Elektrometall.*, **2**, 51–54 [in Russian].
8. Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. (2015) Suppression of liquation processes in large ingots. *Ibid.*, **1**, 26–30 [in Russian].
9. Volyansky, I., Shishkovsky, I. (2016) Laser assisted 3D printing of functional graded structures from polymer covered nanocomposites. *New Trends in 3D Printing*. Ed. I.V. by Shishkovsky. Rijeka, Croatia, 237–258.
10. Shishkovsky, I.V. (2016) *Basics of additive high resolution technologies*. St.-Petersburg, Piter [in Russian].
11. Spencer, P. J. (2008) Brief history of CALPHAD. *CALPHAD*, **32**, 1–8.
12. Kostin, V.A., Grigorenko, G.M. (2017) Peculiarities of formation of 3D structure of S460M steel product in additive metallurgical technology. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 33–42 [in Russian].
13. Paton, B.E. (2014) Investigations and development of E.O.Paton ElectricWelding Institute for modern power engineering. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, **1**, 3–11 [in Russian].
14. Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Zhukov, V.V. (2017) Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Sovrem. Elektrometall.*, **2**, 35–44 [in Russian].
15. Blanter, M.E. (1962) *Phase transformations in heat treatment of steels*. Moscow, GNTIL on Chyorn. i Tsvet. Metallurgii [in Russian].
16. Wert, C. A. (1950) Diffusion coefficient of C in α -iron. *Phys. Rev.*, **79**(4), 601–606.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ МНОГОШАРОВОЇ 3D КОНСТРУКЦІЇ АДИТИВНОГО МЕТОДУ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ДЖЕРЕЛ ТЕПЛА

В. А. Костін, Г. М. Григоренко, В. О. Шаповалов, О. М. Пікулін

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлено результати моделювання температурних полів, кінетики нанесення шарів різномірних металів та характеру структурних перетворень при формуванні адитивної багатошарової конструкції із сталей 17Г1С та 30ХГС. Для проведення комп'ютерного моделювання використовували розрахунковий пакет COMSOL Multiphysics. Враховано вплив температур на теплофізичні параметри сталі. Вивчено одночасний вплив трьох дуг на процес формування наплавки, кінетику структурних перетворень та дифузійні процеси перерозподілу легуючих елементів. Показано, що для зниження рівня напруг між адитивною наплавкою та підкладкою до 50 МПа на початку процесу нанесення слід використовувати попередній підігрів підкладки дугою без нанесення матеріалу, який наплавляють, а також, що час проходження між сусідніми дуговими джерелами тепла слід підтримувати в діапазоні від 5 до 30 с. Встановлено, що за малої потужності дуги (1 кВт) в наплавці переважно утворюється ферито-бейнітна структура, частка бейніта в якій складає 71 %, феррита — 28 %, мартенсита приблизно 1 %. При використанні дуги більшої потужності (5 кВт) у наплавці формується бейніто-мартенситна структура, частка бейніта в якій складає біля 50 %, мартенсита збільшується до 40 % і феррита до 10 %. Підвищення потужності дуги призводить до зростання максимальної температури рідкої ванни до 1750...1850 °С, збільшення швидкості охолодження до 15...25 °С/с і, як слідство, підвищенню частки мартенситу в структурі шарів, що наплавляються. Розроблено програмне забезпечення, яке може бути використано для математичного моделювання металургійного адитивного процесу формування виробів з різних сталей та сплавів. Бібліогр. 16, табл. 2, іл. 8.

Ключові слова: адитивне виробництво; моделювання; наплавлення; функціональні матеріали; структурні перетворення; мікроструктура

**MATHEMATICAL MODELING OF PROCESS OF FORMATION OF MULTILAYER 3D STRUCTURE
BY ADDITIVE METHOD USING ELECTRIC ARC HEAT SOURCES**

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko, V.A. Shapovalov, A.N. Pikulin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The results of simulation of temperature fields, kinetics of deposition of layers of dissimilar metals and the character of structural transformations during the formation of an additive multilayer structure of 17G1S and 30XGS steels are presented. For the computer simulation, the COMSOL Multiphysics calculation package was used. The effect of temperature on the thermophysical parameters of steels was taken into account. The simultaneous effect of three arcs on the process of formation of deposits, kinetics of structural transformations and the diffusion processes of the redistribution of alloying elements was studied. It is shown that to reduce the stress level between additive deposit and substrate up to 50 MPa it is necessary at the beginning of the deposition process to apply the preheating of substrate by arc without application of material being deposited and also to keep the time of passing between the adjacent arc heat sources in the range from 5 to 30 s. It has been established that at low arc power (1 kW), a ferrite-bainite structure is predominantly formed in the deposit, the share of bainite in which is 71 %, 28 % ferrite, and about 1 % martensite. When using an arc of higher power (5 kW), a bainite-martensite structure is formed in the deposit, the share of bainite in which is about 50 %, the share of martensite increases to 40 % and ferrite — to 10 %. The increase in arc power leads to increase in maximum temperature of the molten pool to 1750...1850 °C, increase in the cooling rate to 15...25 °C/s and, as a result, increase in the share of martensite in the structure of the deposited layers. A software has been developed that can be used for mathematical modeling of the metallurgical additive process of forming products from various steels and alloys. Ref. 16, Tab. 2, Fig. 8.

Key words: *additive production; modeling; deposition; functional materials; structural transformations; microstructure*

Поступила 22.01.2018

**МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Титан 2018: производство и применение в Украине»**

Посвящается 100-летию Национальной академии наук Украины

Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11–13 июня 2018 г.

Председатели программного комитета:
академик Б. Е. Патон, проф. В. А. Богуслаев



Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
АО «Мотор Сич»
Запорожский национальный технический университет
Международная Ассоциация «Сварка»



Тематика конференции

- Применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиадвигателестроении и других отраслях промышленности
- Литейные технологии
- Аддитивные технологии в производстве изделий из титановых сплавов
- Новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений
- Прогрессивные технологии и оборудование для получения слитков титана и сплавов на его основе
- Деформационная обработка титана
- Структура и свойства титановых сплавов
- Прогрессивные технологии сварки и пайки изделий из титановых сплавов

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, отд. № 51,
ул. Казимира Малевича, 11,
г. Киев, 03150, Украина.
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, 205-22-98
E-mail: journal@paton.kiev.ua, lanagrigo@gmail.com
www.pwi-scientists.com/rus/titan2018



Информационная поддержка – журналы
«Автоматическая сварка»
и «Современная электрометаллургия».