

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ 3D ИЗДЕЛИЯ ИЗ СТАЛИ S460M В АДДИТИВНОЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В. А. Костин, Г. М. Григоренко

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

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты моделирования температурных полей, кинетики нанесения слоев жидкого металла, параметров охлаждения и характера структурных превращений при формировании аддитивной конструкции из стали S460M. Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics. В работе учитывали: влияние температуры на физико-химические параметры стали; влияние тепла, вносимого расплавленной проволокой, а также кинетику структурных превращений. Для моделирования использовали значения режимов близкие к оптимальным для электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей. Проведенные исследования показали, что учет влияния нагрева дуговым источником стали S460M приводит к заметному повышению температуры в области наплавляемого слоя (до 1800...2000 °C) и значительному расширению зоны термического влияния (до 20...25 мм). В предложенном технологическом режиме дугового наплавления анализ полей изотерм не показал проплавления подложки при отсутствии нагрева дуговым источником и показал незначительное проплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного нагрева дуговым источником и металлом расплавленной проволоки. Изучена кинетика структурных превращений в стали S460M при аддитивном процессе формирования слоев. Показано, что наибольшие скорости охлаждения (до 40...45 °C/c) формируются по краям наплавляемых слоев, что приводит к образованию на этих участках до 5 % мартенситной составляющей, которая повышает риск образования трещин и отслаивания наплавки. Разработанное программное обеспечение может быть использовано для математического моделирования металлургического аддитивного процесса формирования конструкций из сталей, титановых, алюминиевых и др. сплавов. Библиогр. 12, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: аддитивное производство; моделирование; конструкционная сталь S460M; наплавление; структурные превращения; микроструктура

В настоящее время для производства ответственных элементов конструкций, деталей машин и механизмов специального назначения особую актуальность приобретают технологии послойного аддитивного формирования изделий, которые носят название «3D printing». Особенности этих технологий определяют практический интерес к их использованию в производстве специальных изделий в металлургии, точном машиностроении, аэрокосмической отрасли, медицине, военной промышленности [1–3].

Основным преимуществом таких технологий является быстрота и оперативность создания единичных изделий, низкая энергоемкость производства, высокий коэффициент использования материала, широкие возможности по созданию изделий сложной геометрической формы, возможность использования всего спектра современных конструкционных материалов — сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов.

Возможность оперативного создания единичных деталей машин или механизмов в случае их разрушения или замены при проведении ре-

монтных работ делает технологии аддитивного производства особенно актуальными и востребованными.

Существует несколько подходов создания конструкций на основе аддитивного металлургического процесса. Эти подходы определяются типом расходных материалов и используемым источником нагрева.

Расходуемые материалы, которые используются в аддитивном процессе, подразделяются на металлические порошки [4], присадочную проволоку [5, 6], проволоку сплошного сечения и порошковую.

Методы, в которых используются в аддитивном процессе наплавления порошки, позволяют получать изделия с высокой точностью соблюдения геометрических размеров, хотя скорость этого процесса крайне низка. К недостаткам использования порошков следует отнести необходимость их защиты от окисления, а также невозможность получения некоторых типов порошков точного состава и размеров.

Методы, использующие в аддитивном процессе наплавления присадочные проволоки, облада-

ют более высокой производительностью, хотя при этом теряют точность изготовления изделия, которое приобретает характерную ребристость или «слоистость» наплавляемой поверхности.

Методы, использующие порошковые проволоки, объединяют в себе преимущества металлических порошков и проволок, позволяя ввести порошки в жидкую ванну и получить аддитивную наплавку любого химического состава.

В зависимости от типа использования источника концентрированной энергии аддитивные методы подразделяются на лазерные, электронно-лучевые, плазмодуговые и гибридные.

Электродуговые источники нагрева имеют наибольшую энергетическую эффективность по сравнению с лазерными и электронно-лучевыми технологиями. Электронно-лучевые отличаются повышенной точностью создания изделий, но требуют использования высокого вакуума. Лазерные источники нагрева наиболее популярны, хотя их энергетическая эффективность мала.

Тем не менее методы аддитивного наплавления изделий проволокой обладают рядом особенностей, а именно имеют высокие остаточные напряжения и деформации в изделиях, которые связаны с перегревом жидкого металла [7]. Высокие остаточные напряжения могут заметно снижать эксплуатационные характеристики изделий, а значительные остаточные деформации могут приводить к недопустимому изменению формы изделия. Перегрев жидкого металла приводит в возрастанию времени остывания наплавки, в результате чего развиваются диффузионные процессы, что приводит к росту зерна, формированию структурной и химической неоднородности изделия, снижению однородности его свойств.

Характер изменения температурных и термомеханических параметров аддитивного процесса близок с наплавочным процессам и технологиям, но при этом необходимо учитывать, что металлургические процессы и структурные изменения протекают в меньшем объеме металла.

В связи с тем, что процесс аддитивного наплавления представляет собой достаточно сложный комплекс взаимосвязанных физических явлений (тепло- и массоперенос, движение жидкого расплава, фазовые и структурные превращения, формирование полей механических напряжений и деформаций сложной пространственной геометрии), то для оптимизации соответствующих технологических параметров целесообразно использовать современные средства математического моделирования.

Цель данной работы заключалась в изучении особенностей и оптимизации параметров аддитивного процесса послойного формирования изделия из конструкционной низколегированной стали S460M на основе расчета температурных полей, напряжений и деформаций, формирующихся в процессе наплавления изделия.

Материал и методика исследований. Исходя из того, что технологии аддитивного производства позволяют оперативно и экономично проводить замену разрушенных деталей или механизмов высоконагруженной техники, для исследований выбрана высокопрочная конструкционная сталь марки S460M (класс прочности C440).

Плита из стали S460M, полученная термомеханической прокаткой, имеет мелкозернистую структуру, высокие механические и ударные свойства, хорошо сваривается. Данная сталь характеризуется высокой устойчивостью к хрупкому разрушению и высокой склонностью к холодной деформации. Сталь данной марки применяется в сварных конструкциях в судостроении, машиностроении, деталях конструкций ветроэнергетических установок.

Термомеханическая прокатка стали S460M в диапазоне температур 900...700 °C с контролируемым охлаждением формирует полосчатую феррито-перлитную структуру с твердостью 195 HV. Размер зерна соответствует баллу 10 по ГОСТ 5639–82. Загрязненность неметаллическими включениями, такими как силикаты, алюмосиликаты, сульфиды и окисульфиды соответствует баллу 1 по ГОСТ 1778–70. Химический состав стали S460M в состоянии поставки следующий, мас. %: 0,12 % C, 0,28 % Si, 1,59 % Mn, 0,04 % Ni, 0,05 % V, 0,04 % Nb, 0,01 % Mo, 0,005 % Ti, 0,03 % Al, до 0,009 % N, до 0,004 % S, до 0,009 % P.

Микроструктура стали S460M после различных режимов охлаждения представлена на рис. 1. Содержание феррита в исходном состоянии составляло 65 %, перлита 30 %, бейнита 5 %.

Микроструктура стали S460M вышеуказанного химического состава обеспечивает высокий уровень механических свойств: предел текучести $\sigma_T = 452...485$ МПа; предел прочности $\sigma_B = 581...604$ МПа; относительное удлинение $\delta_5 = 26...32$ %; относительное сужение $\psi = 58...73$ %. По этим показателям сталь S460M соответствует показателям стали класса прочности C440.

Для учета структурных превращений в процессе моделирования, которые происходят в стали S460M в процессе аддитивного наплавления, построена термокинетическая диаграмма пре-

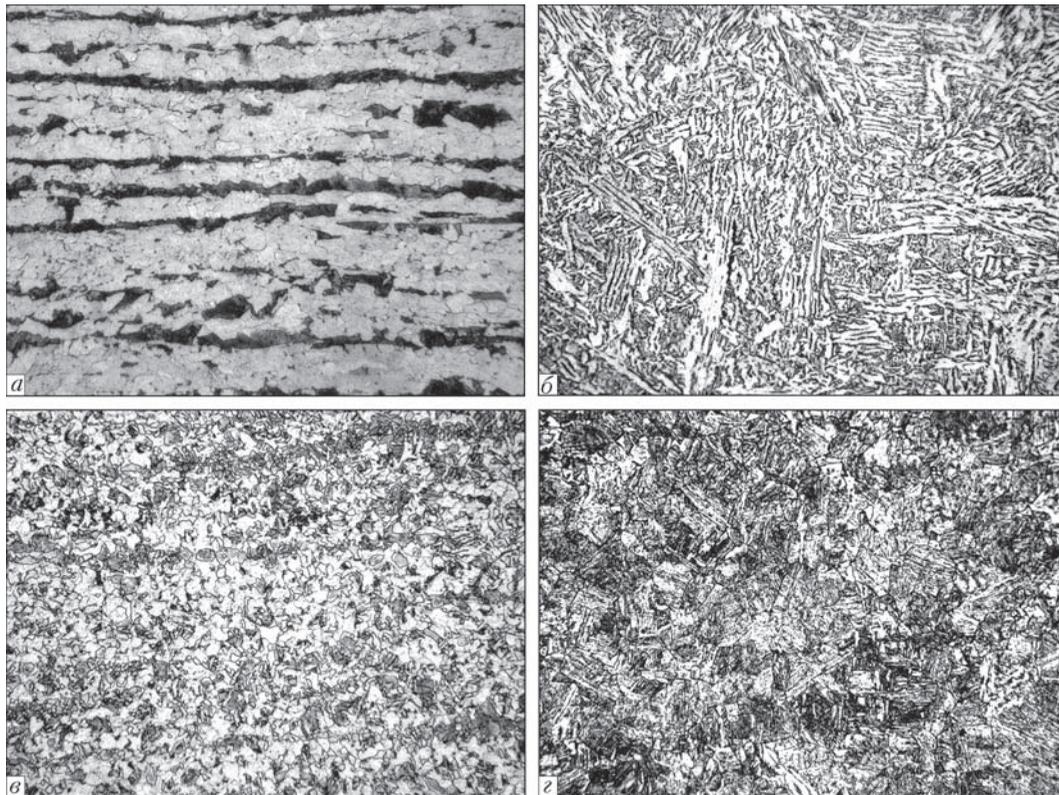


Рис. 1. Микроструктура образца стали S460M, охлажденного со скоростью: *a* — исходное состояние; *b* — 3; *c* — 10; *d* — 25 °C/c ($\times 200$)

вращения аустенита при непрерывном охлаждении (рис. 2). Иммитация термического цикла аддитивного наплавления проведена на установке Gleeble 3800 при различных скоростях охлаждения: 3, 5, 10, 15, 20, 50, 100 °C/c. Использование высоких скоростей охлаждения 50 и 100 °C/c обусловлено тем, что такие скорости охлаждения вполне достижимы в процессе аддитивного наплавления.

В работе учтено влияние разогрева поверхности подложки и наплаваемых слоев от источника нагрева. В качестве источника нагрева рассматривался плазменно-дуговой. Учитывалась возможность протекания структурных превращений в процессе аддитивного наплавления. Использовалась модель упруго-пластического материала для учета влияния пластической деформации на формирование наплавки. В представленной модели наплавление слоя задавалось перемещением торца проволоки по поверхности подложки с постоянной скоростью и температурой.

Теплофизические свойства подложки и материала наплавки задавались аналитически в виде степенной зависимости от температуры нагрева и приведены в таблице.

В процессе моделирования, чтобы учесть нагрев слоев, использованы значения режимов близкие к оптимальным для электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей.

Технологические параметры формирования изделия из стали S460M плазменно-дуговым источником нагрева, использованные в расчетах, следующие:

Напряжение дуги (U_d), В	14...15
Ток сварки ($I_{св}$), А	65...70
Толщина пластины основания, мм	20
Толщина наплаваемого слоя, мм	1
Ширина наплавки, мм	4
Длина наплавки, мм	300
Скорость перемещения дуги (v_d), м/ч	30
Количество слоев	30

Физическая модель аддитивного процесса нанесения слоев строилась исходя из ряда допущений. Принималось, что наплавка состоит из слоев материала из стали S460M толщиной 1,0 мм, шириной 4,0 мм и длиной 300 мм. Количество

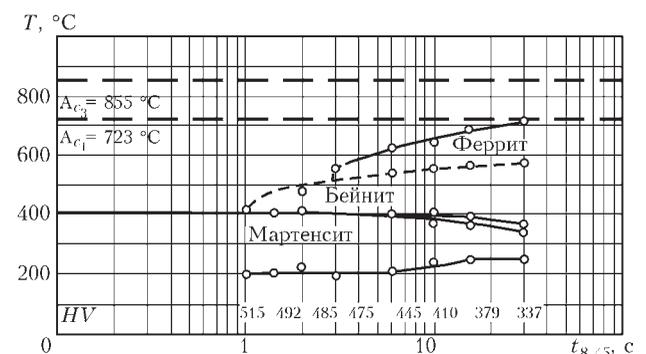


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M

Термомеханические свойства стали S460M [8]		
Свойство	Диапазон температур, К	Значение
Темлоемкость, Дж/(кг·К)	293...848	$215,73+6,018T-0,018T^2+2,414E-5T^3-1,079E-8T^4$
Теплопроводность, Вт/(м·К)	293...1073 1073...1473	$56,387-0,0073T-1,989E-5T^2-82,996+0,167T-6,125136E-5T^2$
Плотность, кг/м ³	293...1065 1065...1253	$7919,3-0,125T-2,88651E-4T^3+1,132E-7T^38183,48-0,4654T$
Коэффициент термического расширения, 1/К	293...1065 1065...1253	$3,7E-6+2,931E-8T-2,8E-11T^2+9,79E-15T^3-1,044E-6+1,019E-8T$
Модуль Юнга, Па	273...1050 1050...1500	$2,1098E11+3,572844E7T-106319,6T^2,0242E11-6,773E7T$
Коэффициент Пуассона	273...1053 1053...1500	$0,27+7,030E-5T-3,857E-8T^2+1,247E-11T^30,316-1,2428E-6T+1,6615E-9T^2$
Модуль сдвига, Н/м ²	273...1050 1050...1500	$8,3016E10+91847,0T-38834,5T^27,694E10-2,5803E7T$
Начальный предел текучести, Па	293... 1050	$3,0708E8-209787,7T$

наплавляемых слоев определялось условием максимального приближения к стационарному температурному режиму наплавки слоев изделия. Исходя из результатов эксперимента принято, что в начальный момент времени наносимый материал стали S460M находится в твердожидком состоянии и имеет начальную температуру равную $T_n = 500$ °С между температурами ликвидуса $T_l = 1515$ °С и солидуса $T_s = 1465$ °С данной стали. Слои наносились на подложку из стали той же марки. Движение жидкой фазы при формировании слоев не учитывалось.

В расчетах принималась модель упруго-пластического материала. Напряжения и деформации в модели возникают в результате развития усадочных явлений, т. е. уменьшения объема материала при охлаждении.

Теплопередача в слоях осуществляется теплопроводностью, конвекцией и излучением в окружающую среду с температурой $T_{внеш}$.

Математическая модель нанесения аддитивных слоев может быть описана рядом уравнений.

Для численного анализа кинетики изменения температурных полей в изделии от времени использовалось 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 оснасткой отвод тепла описывается законом Ньютона, тогда как на свободных

поверхностях теплоотвод дополнительно осуществляется излучением, которое подчиняется закону Стефана–Больцмана.

В настоящей работе рассматривалась модель совместного конвективно-кондуктивного переноса энергии от одновременно действующих двух источников нагрева — дугового источника и расплавленной проволоки.

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

$$-k(T) \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} h_1 (T - T_{внеш}), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ h_2 (T - T_{внеш}) + \varepsilon \sigma_0 (T^4 - T_{внеш}^4) - q_{источ} - q_{пров}, & \text{на свободных поверхностях} \end{cases} \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; $h_1 = 7$ (Вт/м²·К) — коэффициент теплоотдачи в оснастку; $h_2 = 20$ (Вт/м²·К) — коэффициент конвективной теплопередачи в воздух (естественная конвекция); $\varepsilon = 0,8$ — степень черноты материала; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана ($5,6704 \cdot 10^{-8}$ Дж·с⁻¹·м⁻²·К⁻⁴); $T_{внеш} = 293$ К — температура окружающей среды; $q_{источ}$ — плотность теплового потока, создаваемого дуговым источником нагрева; $q_{пров}$ — количество тепла, которое вводится расплавленной проволокой.

Плотность теплового потока от движущегося поверхностного дугового источника $q_{источ}(x, y, t)$ задавалось моделью эллипсоидного типа:

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

где x, y — локальные координаты теплового источника; x_0, y_0 — начальные координаты источника; $q_{max} = \eta U_d I_{св}$ — мощность источника; η — коэффициент полезного действия источника (0,9...0,95);

U_d — напряжение на дуге; $I_{св}$ — ток дуги; K_x и K_y — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового источника; v_d — скорость перемещения дугового источника вдоль оси X ; t — время.

Плотность теплового потока при расплавлении проволоки $q_{пров}(x, y, t)$ задавалась движением торца формирующегося слоя со скоростью v_d , имеющего постоянную температуру равную $T_{пров} = 1800$ К:

$$q_{пров}(x, y, t) = \rho C_p T_{пров} S v_d(x, y) t, \quad (4)$$

где x, y — локальные координаты торца проволоки; ρ — плотность; C_p — удельная теплоемкость; S — площадь сечения слоя; t — время.

В работе использовалась модель структурных превращений, предложенная Касаткиным–Зайфертом [9]. Традиционно полагают, что количество фаз, образующихся в процессе превращения, определяется произведением величины максимальной доли фазы $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$, образующейся в данной стали, и функции $f_j(T)$, зависящей от температуры начала образования конкретной фазы (феррита, бейнита, мартенсита).

Уравнение структурных превращений:

$$V_j(T) = V_j^{max}(\Delta t_{8/5}) f_j(T), \quad (5)$$

где $V_j(T)$ — доля образующихся фаз; $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$ — максимальная доля j -ой фазы (феррита, бейнита, мартенсита); $\Delta t_{8/5}$ — время охлаждения в интервале температур 800...500 °C; $f_j(T)$ — функция, зависящая от температуры.

Функция $f_j(T)$ определяется в интервале температур $T_{end}^j < T < T_{st}^j$ начала T_{st}^j и конца T_{end}^j образования j -ой фазы следующим выражением:

$$f_j(T) = \begin{cases} 0, & T > T_{st}^j \\ 1 - \exp\left(a \frac{T_{st}^j - T}{T_{st}^j - T_{end}^j}\right), & T_{end}^j < T < T_{st}^j \\ 1, & T < T_{end}^j \end{cases} \quad (6)$$

В работе принята модель расчета величины $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$, предложенная автором работы [10]:

$$\begin{aligned} V_m^{max} &= \frac{1}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_m^{50}}{\sqrt{2} \ln S_m} \right) \right], \\ V_{fp}^{max} &= \frac{1}{2} \left[1 + \operatorname{erf} \left(\frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{fp}^{50}}{\sqrt{2} \ln S_{fp}} \right) \right], \\ V_b^{max} &= 1 - V_m^{max} - V_{fp}^{max}, \end{aligned} \quad (7)$$

где Δt_m^{50} — время образования в структуре 50 % мартенсита ($V_m^{max} = 0,5$); Δt_{fp}^{50} — время образования в структуре 50 % феррито-перлита ($V_{fp}^{max} = 0,5$); S_m, S_{fp} — параметры модели распада аустенита, которые определяются из диаграммы превращения.

Автор на основании использования методов регрессионного анализа показал [10], что макси-

мальная доля фаз V_f^{max} зависит преимущественно от химического состава наплавляемого материала:

$$\begin{aligned} \ln \Delta t_f^{50} &= 0,66 + 10,0C + 1,3Mn - 0,48Si + 1,3Cr + \\ &+ 1,5Mo + 1,2Ni - 1,4W + 3,5C \cdot Mo - 5,9C^2, \\ \ln \Delta t_{fp}^{50} &= 0,34 + 5,2C + 1,3Mn + 0,53Si + 0,33Cr + \\ &+ 2,9Mo + 0,36Ni + 1,5V + 1,0Cu - 6,0C \cdot V - \\ &- 5,1C^2 + 0,50Si^2, \\ \ln \Delta t_m^{50} &= -2,1 + 15,5C + 0,96Mn + 0,84Si + \\ &+ 0,66Cr + 0,74Mo + 0,55Ni + 0,30V + 4,0Al + \\ &+ 0,50W + 0,80Cu - 0,25Nb - 13,5C^2 - 0,55Si^2. \end{aligned} \quad (8)$$

На основании полученной экспериментальной термокинетической диаграммы распада аустенита стали S460M (рис. 2) данная модель была модифицирована с учетом влияния скорости охлаждения на максимальную долю фаз $V_j^{max}(W_{8/5})$. Расчетные значения влияния скорости охлаждения на максимальную долю феррита V_f^{max} , бейнита V_b^{max} , мартенсита V_m^{max} и перлита V_p^{max} при охлаждении стали S460M приведены на рис. 3. Начальная структура наплавляемого материала стали S460M состояла из феррита $V_f = 0,65$, перлита $V_p = 0,3$, бейнита $V_b = 0,05$.

Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics [11], который позволяет объединить задачи диффузии, тепло- и массопереноса, механики деформируемого твердого тела в одну взаимосвязанную задачу.

Решение дифференциальных уравнений проводилось методом конечных элементов (МКЭ), путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ячейке сетки интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Максимальный размер элементов сетки составлял 0,1 мм. Алгебраическую систему уравнений, полученную дискретизацией обыкновенных дифференциальных уравнений, вычисляли в решателе MUMPS (time dependent solver), составной части COMSOL Multiphysics. Так как геометрия наплав-

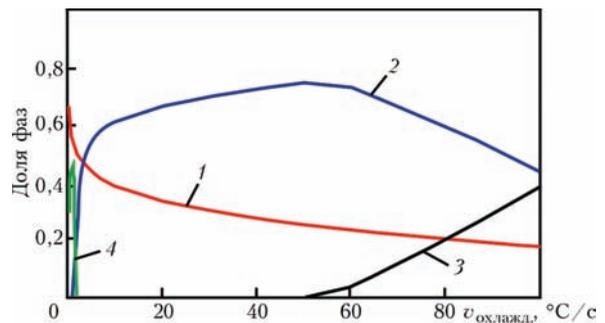


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения $W_{8/5}$ на образование структурных составляющих $V_j^{max}(W_{8/5})$ в стали S460M при охлаждении: 1 — феррит; 2 — бейнит; 3 — мартенсит; 4 — перлит

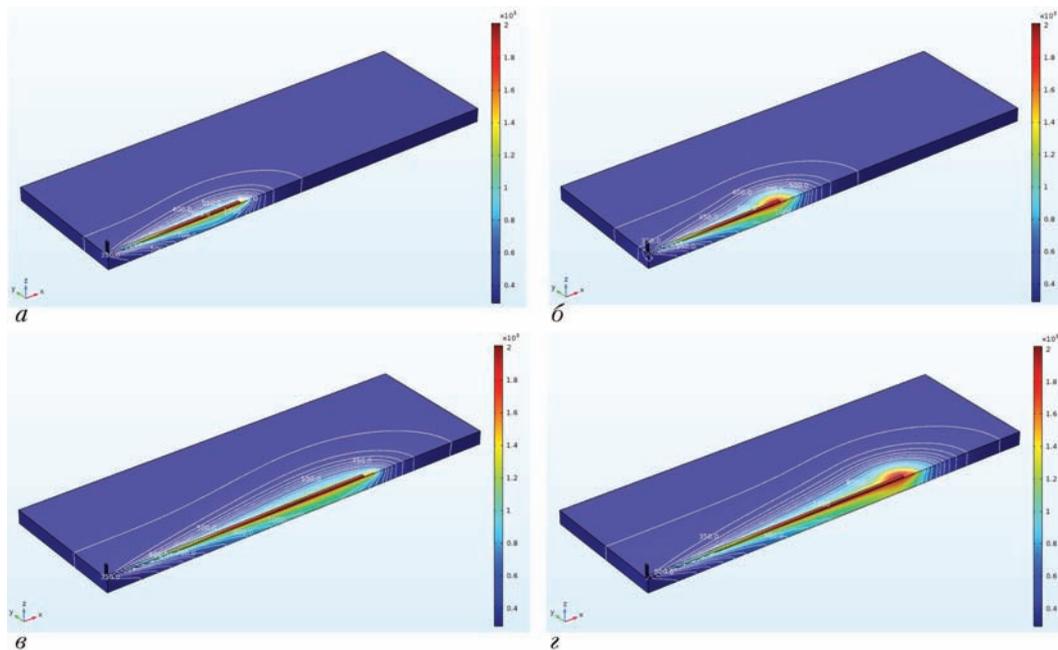


Рис. 4. Характер изменения температурных полей в 1-ом слое наплавки стали S460M за время 10 с (*а, б*) и 20 с (*в, г*) без учета влияния дуги (*а, в*) и с учетом совместного влияния дуги и проволоки (*б, г*)

ки имеет осесимметричный вид, то для сокращения ресурсов вычислительной техники расчет проводился на половине изделия.

Результаты моделирования. По результатам решения температурной задачи построено пространственное распределение поля температур в различные моменты времени от начала наплавания. Характер изменения температурных полей носит выраженный трехмерный характер, что не позволяет использовать для расчета двухмерную модель.

В работе проанализировано влияние источника нагрева — электрической дуги на изменение полей температур (рис. 4) в процессе аддитивного наплавания.

Анализ результатов расчета показал, что кинетика изменения температурных полей в процессе наплавания заметно отличается. Учет влияния

дугового нагрева приводит к заметному повышению температуры в области наплавляемого слоя (до 2000...2100 °С) и значительному расширению зоны термического влияния (до 20...25 мм) в области наплавляемой стенки изделия (рис. 5). В предложенном технологическом режиме электродугового наплавания анализ полей изотерм показывает отсутствие проплавления подложки при отсутствии нагрева от дугового источника (рис. 5, *а*) и незначительное подплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного воздействия дуги и расплавленной проволоки (рис. 5, *б*).

На рис. 6 показаны термические циклы в центральном сечении образца по высоте наплавки. Из рисунка следует, что дополнительное использование источника дугового нагрева позволяет заметно уменьшить изменение температуры в процессе наплавания. Без влияния учета тепла от дугово-

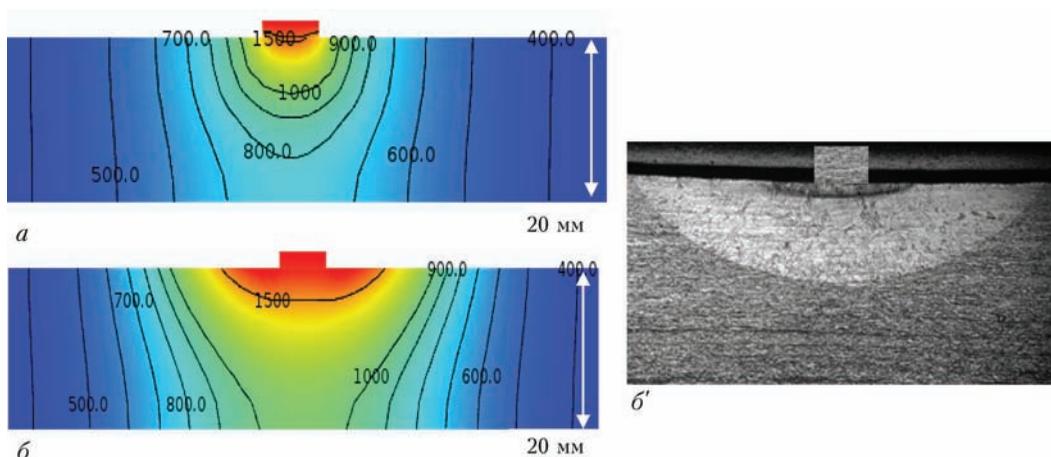


Рис. 5. Влияние характера источника нагрева на размер зоны термического влияния в поперечном сечении наплавки первого слоя: *а* — только проволока; *б* — проволока + дуговой источник (расчет); *б'* — результаты эксперимента

го источника температуры в наплавке достигают 500...800 °С [12], при учете нагрева от дугового источника снижение температуры в слоях при наплавлении заметно уменьшается и не превышает 100...150 °С. Это позволяет сформировать в наплавленных слоях более однородное структурное состояние и обеспечить гомогенность механических свойств.

Повышение мощности дугового нагрева выше 0,9...1,0 кВт может привести к расплавлению подложки и ранее наплавленных слоев. Наличие жидкой фазы в течение определенного периода времени наплавления вызывает развитие диффузионных процессов перераспределения элементов, растворение упрочняющих фаз и т. д., что приведет к снижению механических свойств формирующегося изделия.

Расчетные данные показывают, что при поступлении тепла двумя путями в виде расплавленной проволоки и электрической дуги ширина зоны термического влияния увеличивается в 1,5...2,0 раза по сравнению с процессом без использования дугового источника. Благодаря этому можно получать существенно больший размер наплавленного валика.

С увеличением количества наплаваемых слоев тепловой вклад от дугового источника заметно снижается. Это обусловлено заметным различием в толщине наплаваемой стенки (4 мм) и диаметра пятна (10 мм).

Одной из важных задач при последовательном наплавлении валиков является создание стационарного температурного режима наплавки каждого из слоев для обеспечения однородности свойств изделия по высоте. Анализ изменения температурных полей показал, что в наплаваемой стенке наблюдается постепенное возрастание максимальной температуры в направлении движения источника тепла. Наблюдается более низкая температура в начале процесса нанесения валика и более высокая — в конце каждого слоя (рис. 7).

Стационарный температурный режим достигается на 300...350-ой с наплавки, что соответствует нанесению 6...7-ми слоев. Максимальная температура в конце наплавки составляет 1800...2000 °С.

Создание однородного температурного поля по длине и толщине наплавки является важным условием обеспечения однородности структурного состояния наплавки и, как следствие, гомогенности ее механических свойств. Повышение максимальных температур в наплаваемых слоях на конце каждого слоя может быть в некоторой степени компенсировано снижением мощности дугового источника.

Результаты моделирования структурных превращений при аддитивном процессе наплавления стали S460M на подложку приведены на рис. 8.

Анализ распределения структурных составляющих в наплаваемых слоях показывает заметную неоднородность их распределения.

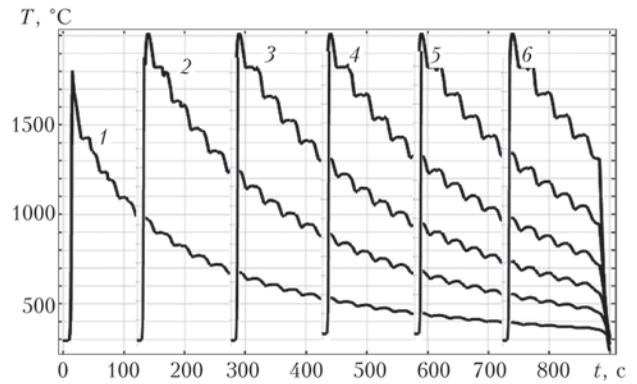


Рис. 6. Термические циклы для различных сечений по высоте наплавки z, мм: 1 — 0; 2 — 5; 3 — 10; 4 — 15; 5 — 20; 6 — 25

В заданном технологическом режиме наплавки скорость охлаждения металла в области наплавки составляет от 5...10 до 40...45 °С/с, что способствует образованию преимущественно феррито-бейнитной структуры (25 % феррита, 70 % бейнита, 5 % перлита, 1 % мартенсита).

Наибольшие скорости охлаждения 40...45 °С/с формируются на краях наплаваемых слоев, что приводит к образованию в этих участках заметного количества (до 5 %) мартенситной составляющей (рис. 8, z).

Образование в этих участках мартенсита повышает риск образования трещин и отрывов по границам наплаваемых слоев и подложки.

Характер изменения структурных составляющих во времени зависит от расположения рассматриваемого участка изделия (рис. 9).

В результате воздействия температурных полей от последующих наносимых слоев различные участки валика претерпевают повторный цикл нагрева/охлаждения. Повышение температуры участка наплавки выше температуры начала превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ (температура A_{c1}) вызывает образование в этих участках аустенита. Последующее обратное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении будет приводить к повышению доли феррита и снижению бейнита в структуре наплаваемых слоев. Многократный повторный нагрев/охлаждение может вызывать фазовый «наклеп», что быстро приведет

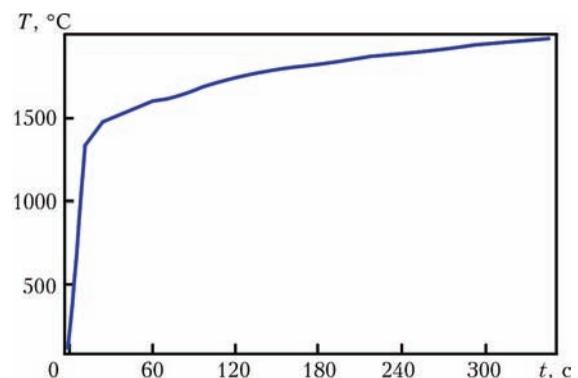


Рис. 7. Влияние времени наплавки на уровень максимальных температур в металле валика (общее время процесса 900 с)

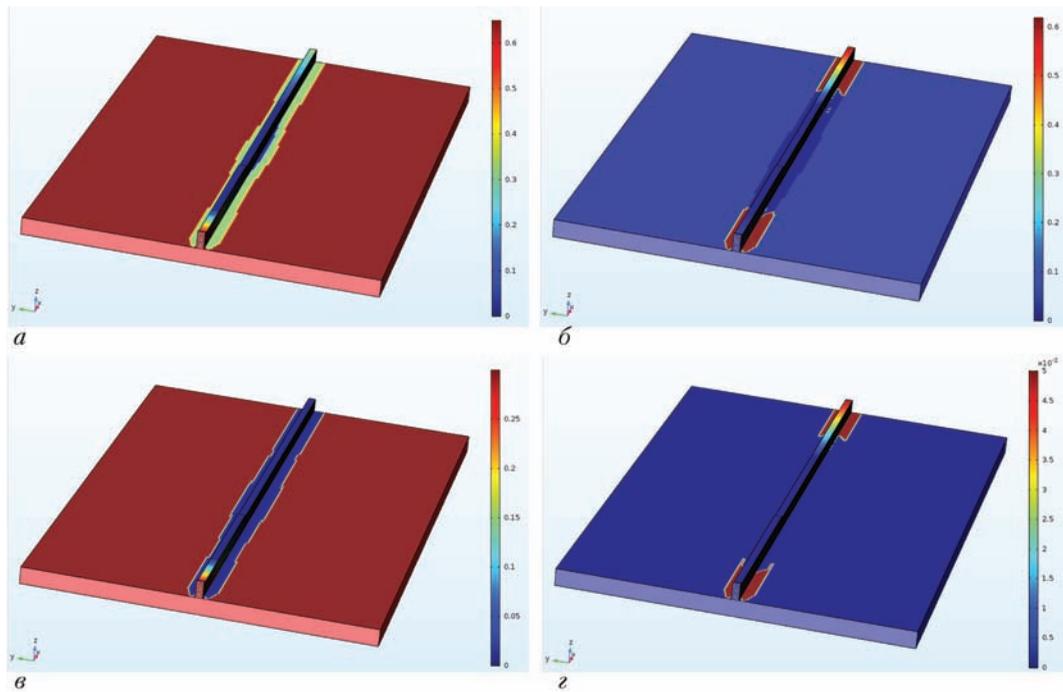


Рис. 8. Характер распределения феррита (а), бейнита (б), перлита (в) и мартенсита (г) в наплавляемых слоях стали S460M спустя 250 с

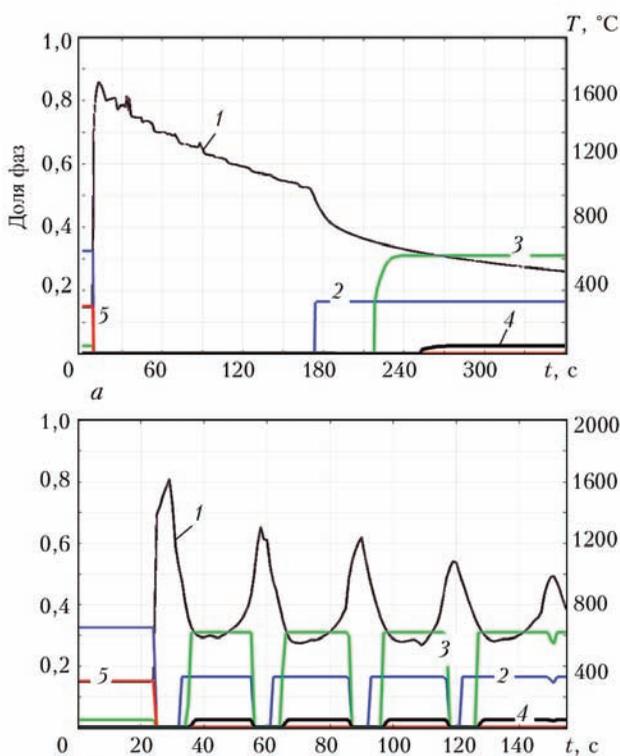


Рис. 9. Влияние термического цикла наплавки (1) на долю структурных составляющих: 2 — феррит; 3 — бейнит; 4 — мартенсит; 5 — перлит в участках наплавки по центру (а) и на краю (б)

к существенному снижению пластичности наплавки из стали S460M и вызвать ее разрушение.

Выводы

1. Получила дальнейшее развитие математическая модель процесса формирования аддитивной

наплавки, которая учитывает действие дугового источника нагрева на наплавляемые слои и изменение структурного состояния наплавляемых слоев в процессе охлаждения.

2. В предложенном технологическом режиме дуговой наплавки анализ полей изотерм не показал проплавления подложки при отсутствии нагрева дуговым источником и показал незначительное проплавление подложки до 0,1...0,2 мм при учете совместного нагрева дуговым источником и расплавленной проволокой.

3. Изучена кинетика структурных превращений в стали S460M при аддитивном процессе формирования слоев. Показано, что наибольшие скорости охлаждения имеют место по краям наплавляемого изделия (до 40...45 °C/с), что приводит к образованию в этих участках до 5 % мартенситной составляющей, которая повышает риск образования трещин и отслаивания наплавки.

4. Участки по краям наплавки претерпевают воздействие повторного цикла нагрева/охлаждения, что приводит к многократной перекристаллизации этих областей и образованию фазового «наклепа».

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*, **5-6**, 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*, **5–6**, 127–134.
4. Slotwinski J. A., Garboczi E. J., Stutzman P. E. et al. (2014) Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, **119**, 460–493. <http://dx.doi.org/10.6028/jres.119.018>
 5. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **81(1)**, 465–481.
 6. Bandl E., Bayfeld B., Leyens C., Gault R. (2010) Additive manufacturing of Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, **5**, 595–606.
 7. Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
 8. <https://www.esi-group.com/software-solutions/virtual-manufacturing/welding-assembly-simulation>. SYSWELD material database
 9. Зайфарт П., Касаткин О. Г. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сборник трудов междунар. конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев, ИЭС. им. Е. О. Патона, 103–106.
 10. Касаткин О. Г. (1990) *Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных факторов сварки низколегированных конструкционных сталей*: Автореф. дис. ... доктора техн. наук.
 11. <https://www.comsol.com/>
 12. Григоренко Г. М., Костин В. А., Жуков В. В. (2017) Моделирование металлургического аддитивного процесса создания конструкций из стали 09Г2С. *Современная электрометаллургия*, **2**, 35–44.
 2. Akhonin, S.V., Vrzhezhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2016) Electron beam 3D-deposition of titanium parts. *Ibid.*, **5–6**, 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.*, **5–6**, 117–124.
 4. Slotwinski, J. A., Garboczi, E. J., Stutzman, P. E. et al. (2014) Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *J. of Research of the National Institute of Standards and Technology*, **119**, 460–493. <http://dx.doi.org/10.6028/jres.119.018>
 5. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **81(1)**, 465–481.
 6. Bandl, E., Bayfeld, B., Leyens, C., Gault, R. (2010) Additive manufacturing of Ti–6Al–4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, **5**, 595–606.
 7. Jandric, Z., Labudovic, M., Kovacevic, R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *Int. J. of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
 8. <https://www.esi-group.com/software-solutions/virtual-manufacturing/welding-assembly-simulation>. SYSWELD material database.
 9. Seyffarth, P., Kasatkin, O.G. (2002) Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes* (16–20 September, 2002, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine), 103–106 [in Russian].
 10. Kasatkin, O.G. (1990) *Mathematical modeling of dependencies of composition-welded joint properties and development of calculation and experimental system for optimization of main factors in welding of low-alloy structural steels*: Syn. of Thesis for Dr. Sci. Degree [in Russian].
 11. <https://www.comsol.com/>
 12. Grigorenko G.M., Kostin V.A., Zhukov V.V. (2017) Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Sovrem. Electrometall.*, **2**, 35–44 [in Russian].

References

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ 3D ВИРОБІВ ЗІ СТАЛІ S460M В АДИТИВНІЙ МЕТАЛУРГІЙНІЙ ТЕХНОЛОГІЇ

В. А. Костін, Г. М. Григоренко

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

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлені результати моделювання температурних полів, кінетики нанесення шарів рідкого металу, параметрів охолодження та характеру структурних перетворень при формуванні адитивної конструкції зі сталі S460M. Для проведення комп'ютерного моделювання використовували розрахунковий пакет COMSOL Multiphysics. В роботі враховували: вплив температури на фізико-хімічні параметри сталі; вплив тепла, внесеного розплавленим дротом, а також кінетику структурних перетворень. Для моделювання використовували значення режимів близьких до оптимальних для зварювання високоміцних низьколегованих сталей. Проведені дослідження показали, що врахування впливу нагріву дуговим джерелом сталі S460M призводить до помітного підвищення температури в області шару, що наплавляється (до 1800...2000 °C) і значного розширення розміру зони термічного впливу (до 20...25 мм). У запропонованому технологічному режимі дугового наплавлення аналіз полів ізотерм не показав проплавлення підкладки при відсутності нагріву дуговим джерелом та показав незначне проплавлення підкладки до 0,1...0,2 мм при врахуванні спільного нагріву дуговим джерелом і металом розплавленого дроту. Вивчено кінетику структурних перетворень в сталі S460M при адитивному процесі формування шарів. Показано, що найбільші швидкості охолодження (до 40...45 °C/с) формуються по краям шарів, що наплавляються та призводить до утворення на цих ділянках до 5 % мартенситної складової, яка підвищує ризик утворення

тріщин і відшаровування наплавлення. Розроблене програмне забезпечення може бути використане для математичного моделювання металургійного адитивного процесу формування конструкцій із сталей, титанових, алюмінієвих та інших сплавів. Бібліогр. 12, табл. 1, іл. 9.

Ключові слова: адитивне виробництво; моделювання; конструкційна сталь S460M; наплавлення; структурні перетворення; мікроструктура

**PECULIARITIES OF FORMATION OF 3D STRUCTURE
OF S460M STEEL PRODUCT IN ADDITIVE METALLURGICAL TECHNOLOGY**

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Presented are the results of modeling of temperature fields, kinetics of deposition of liquid metal layers, parameters of cooling and nature of structural transformations in formation of additive structure of steel S460M. To perform the computer modeling, the calculation package COMSOL was used. During the work the following effect: of temperature on physical-chemical parameters of steel in arc heating, heat, induced by molten wire, and kinetics of structural transformations, was taken into account. For modeling the values of conditions close to optimum for electric arc welding of high-strength low-alloy steels were used. The carried out investigations showed that the account for effect of heating of steel S460M by arc source leads to noticeable increase in temperature in the area of layer being deposited (up to 1800...2000 °C) and significant widening of heat-affected zone (up to 20...25 mm). In the offered technological condition of arc deposition the analysis of fields of isotherms did not show the penetration of substrate at the absence of heating by arc source and showed the negligible penetration of the substrate to 0.1...0.2 mm at the account of combined heating by arc source and metal of the molten wire. Kinetics of structural transformations in steel S460M in the additive process of formation of layers was studied. It is shown that the highest rates of cooling (up to 40...45 °C/s) are formed at the edges of layers being deposited, that leads to the formation of up to 5 % of martensite component at these regions, which increases the risk of formation of cracks and deposit delamination. The developed software can be used for mathematical modeling of metallurgical additive process of formation of structures of steels, titanium, aluminium and other alloys. Ref. 12, Table 1, Figures 9.

Key words: additive production; modeling; structural steel S460M; deposition; structural transformations; microstructure

Поступила 24.05.2017

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ
МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»



**Міжнародна конференція
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ**

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р.
Україна, м. Київ

Голова:
академік НАН України Л. Лобанов

НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали
- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680
тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86
E-mail: office@paton.kiev.ua
www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com