

DOI: 10.21821/2309-5180-2022-14-2-281-295

MODELING OF THE WELD PRIMARY MACROSTRUCTURE FORMATION AT LASER WELDING

N. V. Makarchuk¹, A. V. Makarchuk¹, V. N. Startsev²

¹ — Admiral Makarov State University of Maritime and Inland Shipping,
St. Petersburg, Russian Federation

² — NRC “Kurchatov Institute” — CRISM “Prometey”, St. Petersburg, Russian Federation

In modern shipbuilding, those enterprises and shipyards that introduce innovative and highly efficient technologies gain an advantage in the competitive struggle. The experience of the largest European shipyards, such as Meyer Werft and Blohm und Voss in Germany, Kvaerner Masa Yard in Finland, Fincantieri in Italy, shows the great potential of laser equipment in creating breakthrough technologies in shipbuilding. The leading role among the developed technologies is played by the technologies of laser and laser-arc welding. Compared to arc welding, laser and laser-arc welding increase the welding speed by 2–3 times, and a decrease in butt gaps leads to a decrease in the need for welding consumables. The approaches to creating a model for predicting the metal structure and mechanical properties of a welded joint in laser welding are discussed in the paper. This will make it possible to establish welding modes at the preproduction stage and obtain the properties of welded joints specified by the designer. This model is based on mathematical calculations of the thermal regime of welding and the process of crystallization of welds. A mathematical model of laser welding is used, taking into account the presence of a vapor-gas channel, which allows laser radiation to penetrate the entire thickness of the weld, which ensures the formation of a deep, narrow weld. The results of the calculation make it possible to determine the shape of the penetration pool and the position of the main temperature lines in the heat-affected zone. For beam welding methods, it is proposed to approximate the surface of the melt pool (crystallization front) by a cubic spline. Its main advantage is that the entire shape of the surface is modeled most accurately and completely, which allows you to build the surfaces of all areas of the bath without excluding any parts. On the basis of such a spline, the predominant direction of crystallite growth, their growth rate in the direction of welding are determined, and the integral characteristics of the emerging primary macrostructure of the weld metal are found. Based on the criteria characterizing the process of crystallization, a prediction of the macrostructure of the weld metal is given.

Keywords: mathematical model, laser welding, thermal cycle, heat-affected zone, weld macrostructure.

For citation:

Makarchuk, Natalia V., Alexandra V. Makarchuk, and Vasilii N. Startsev “Modeling of the weld primary macrostructure formation at laser welding.” *Vestnik Gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota imeni admirala S. O. Makarova* 14.2 (2022): 281–295. DOI: 10.21821/2309-5180-2022-14-2-281-295.

УДК 621.791

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРВИЧНОЙ МАКРОСТРУКТУРЫ СВАРНОГО ШВА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ

Н. В. Макаrchук¹, А. В. Макаrchук¹, В. Н. Старцев²

¹ — ФГБОУ ВО «ГУМРФ имени адмирала С. О. Макарова»,
Санкт-Петербург, Российская Федерация

² — НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Российская Федерация

Предметом предлагаемого исследования является лазерное оборудование, имеющее большие возможности в создании инновационных технологий в судостроении. Отмечается, что ведущую роль среди разработанных технологий играют технологии лазерной и лазерно-дуговой сварки. Так, по сравнению с дуговой сваркой лазерная и лазерно-дуговая сварки увеличивают ее скорость в 2–3 раза, а уменьшение стыковых зазоров ведет к снижению потребности в сварочных материалах. В статье рассматриваются подходы к созданию модели прогнозирования структуры металла и механических свойств сварного соединения при лазерной

сварке. Это позволит на стадии подготовки производства установить режимы сварки и получить заданные проектировщиком свойства сварных соединений. В основе данной модели лежат математические расчеты теплового режима сварки и процесса кристаллизации сварных швов. Используется математическая модель лазерной сварки с учетом наличия парогазового канала, позволяющего излучению лазера проникать на всю толщину сварного шва, что обеспечивает формирование глубокого узкого шва. Результаты выполненного расчета позволяют определить форму ванны проплавления и положение основных температурных линий в зоне термического влияния. Для лучевых методов сварки предлагается аппроксимировать поверхность ванны расплава (фронт кристаллизации) кубическим сплайном. Достоинством данного метода аппроксимации является то, что моделирование всей формы поверхности выполнено наиболее точно и полностью, что позволяет построить всю поверхность ванны, без исключения каких-либо частей. На основе такого сплайна рассчитываются преимущественное направление и скорость роста кристаллитов в направлении сварки, а также находятся интегральные характеристики формирующейся первичной макроструктуры металла шва. На основе использования критериев, характеризующих процесс кристаллизации, дан прогноз макроструктуры металла шва.

Ключевые слова: лазерная резка, лазерное излучение, инновационные технологии, лазерно-дуговая сварка, судовые конструкции, сварное соединение, гидродинамика, газодинамика, термический цикл, зона термического влияния, первичная макроструктура шва.

Для цитирования:

Макарчук Н. В. Моделирование формирования первичной макроструктуры сварного шва при лазерной сварке / Н. В. Макарчук, А. В. Макарчук, В. Н. Старцев // Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова. — 2022. — Т. 14. — № 2. — С. 281–295. DOI: 10.21821/2309-5180-2022-14-2-281-295.

Введение (Introduction)

Конкурентоспособность современного судостроения во многом зависит от эффективности применяемых технологий. Преимущество получают те судостроительные предприятия и верфи, которые внедряют инновационные и высокоэффективные технологии. Одним из направлений использования высокопроизводительных наукоемких технологий являются лазерная резка, лазерная и гибридная лазерно-дуговая сварка судовых конструкций. Лидерами внедрения новых технологий являются крупнейшие европейские судостроительные верфи: Meyer Werft и Blohm und Voss в Германии, Kvaerner Massa Yard в Финляндии, Fincantieri в Италии. Опыт этих предприятий показывает большие возможности лазерного оборудования в создании новых технологий в судостроении [1].

В данной статье приведена часть результатов работы по созданию модели прогнозирования структуры металла и механических свойств сварного соединения при выполнении лазерной сварки, позволяющих на стадии подготовки производства установить режимы сварки и получить заданные проектировщиком свойства сварных соединений. Использование сфокусированного лазерного излучения для сварки металлов дает возможность значительно расширить технологические возможности сварочных процессов, повысить их производительность и улучшить качество получаемых сварных соединений. Применение лазеров большой мощности позволяет получить в фокусе луча плотность потока излучения, превышающую 10^4 – 10^5 Вт/см². При таких потоках энергии качественно меняется картина проплавления металла [2]–[4], а именно формируются такие сварные швы, когда протяженность шва вглубь металла значительно больше его ширины.

Воздействие лазерного излучения высокой плотности на металл является сложным процессом, в котором конечный результат определяется суммой всех составляющих его явлений, среди которых процессы теплообмена, гидродинамики, газодинамики, кинетики, оптические эффекты и др. Полная математическая модель указанных процессов включает более десяти дифференциальных уравнений частных производных, причем как сами уравнения, так и граничные условия для них будут нелинейными. Решение такой системы уравнений является сложной задачей даже при современном уровне развития компьютерной техники. Поэтому в данной работе выбран метод, который дает возможность получить решение отдельных основных процессов лазерной сварки с последующим согласованием и объединением их в общее решение.

Образование сварного соединения завершается кристаллизацией металла ванны расплава, формирующей макроструктуру металла шва. Макроструктура металла определяет прочность свар-

ного соединения [5], [6], его технологические свойства, склонность к образованию горячих [7]–[9] и холодных трещин [10]. Первоначально были разработаны численные методы прогнозирования формирующейся первичной структуры металла шва для дуговых методов сварки, которые затем были распространены на все виды сварки плавлением [11]–[13]. Проведенные исследования с помощью аналитических и численных методов позволили установить основные параметры структурных температурно-временных превращений.

В основе ранее разработанных методов определения первичной макроструктуры шва находится модель роста кристаллитов, главную идею которой составляет расчет траектории роста кристаллита по известной форме фронта кристаллизации. Для дуговых методов сварки форма фронта кристаллизации достаточно хорошо моделируется фиктивными параболическими, эллиптическими и другими подобными поверхностями, так как форма ванны расплава близка по виду к этим фигурам. Применение фиктивных поверхностей (эллиптических, параболических и т. п.) требует разделения реальной формы лазерных швов на два участка. При этом из рассмотрения выпадает область перехода от верхней части ванны к нижней. Поэтому такой подход не может быть использован для получения целостной картины формирования макроструктуры шва при использовании лучевых методов сварки.

Для повышения качества сварных соединений требуется дальнейшее совершенствование технологии лазерной сварки. В связи с этим актуальной является задача предварительного математического моделирования температурно-временных режимов термических циклов, параметров процесса кристаллизации ванны расплава и формирования первичной макроструктуры шва.

Методы и материалы (Methods and Materials)

В процессе построения математической модели будем полагать, что граничные условия, источники теплоты и теплофизические характеристики металла не зависят от температуры. Основную роль при лазерной сварке с глубоким проплавлением играет формирование парогазового канала в расплаве металла. Электромагнитное поле лазерного излучения, проникая в парогазовый канал, передает энергию свариваемым деталям. Этот процесс осложняется модовой структурой лазерного излучения, присутствием плазмы в канале, а также эффектами, связанными с отражением излучения от стенок канала, с флуктуациями геометрии канала ввиду того, что жидкий металл обтекает его. Если предположить, что эти дополнительные процессы вторичны, то можно построить следующую модель теплового процесса.

Предлагаемая в работе модель формирования первичной макроструктуры металла шва основана на нескольких физических процессах, сопровождающих лазерную сварку. Первым из них является процесс образования парогазового канала в толще металла и получение распределения поглощенной энергии лазерного излучения стенками канала проплавления по глубине. Вторым является тепловой режим лазерной сварки и на основе его моделирования получение геометрических параметров ванны расплава и температурно-временных характеристик процесса сварки. Третьим служит процесс формирования первичной макроструктуры, который строится на основе геометрической модели роста кристаллитов в ванне расплава и использовании критериальных значений направляющих углов осей кристаллитов, скорости роста и их интегральных показателей, с помощью которых определяются схемы кристаллизации и структура металла шва.

В основе тепловой модели находится расчет геометрии парогазового канала в толще металла и количества энергии поглощенного в нем лазерного излучения. С использованием аппроксимации геометрической оптики и теплообмена при движении цилиндра в равномерном потоке получены выражения для максимальной глубины парогазового канала и его геометрии, которые при переходе к безразмерным переменным имеют вид [4]:

$$(1 - R) \frac{dr}{dz} + \text{cyl}(r \cdot \text{Pe}) \frac{(1 - |z - s| \cdot \text{tg}(\gamma))^2}{r \cdot \text{Nu}} = 0; \quad (1)$$

$$\text{cyl}(x) = \frac{I_0(x)}{K_0(x)} + 2 \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \frac{\ln(x)}{K_n(x)},$$

где r — радиус парогазового канала;

z — глубина канала;

R — коэффициент отражения;

$\text{Pe} = \frac{r_0 W \rho C}{2\lambda}$ — критерий Пекле;

$\text{Nu} = \frac{P}{\pi \lambda r_0 (T_v - T_0)}$ — критерий Нуссельта;

λ — теплопроводность металла;

T_0, T_v — начальная температура, температура испарения;

P — мощность излучения;

r_0 — радиус луча в фокусе;

ρ — плотность металла;

W — скорость сварки;

C — теплоемкость;

γ — полуугол схождения луча;

s — положение фокуса луча относительно поверхности детали;

I_0, I_n, K_0, K_n — функции Бесселя.

Граничным условием для уравнения (1) является значение радиуса канала на поверхности детали:

$$r_d = r(0) \geq 1. \quad (2)$$

Уравнение (1) содержит два безразмерных параметра: Pe и Nu , и зависит от трех параметров: полуугла схождения луча γ , радиуса луча на поверхности детали $r_d = 1 + |s| \tan(\gamma)$ и радиуса луча как функции z в отсутствии детали. Сварка образцов конечной толщины со сквозным проплавлением [4] показала, что диаметр парогазового канала на поверхности детали приблизительно равен диаметру луча лазера на ней. Поэтому для определения максимальной глубины проплавления необходимо проинтегрировать уравнение (1) по радиусу канала от r_d . Входящий в уравнение коэффициент отражения R может быть рассчитан, например, для луча с круговой поляризацией по формуле Френеля.

Теперь, когда известна глубина парогазового канала, можно построить тепловую модель сварочного процесса с глубоким проплавлением пластины конечной толщины. По рассчитанной геометрии канала проплавления определяется доля тепловой энергии, расходуемой на испарение металла для поддержания его формы. Остальная часть лазерного излучения, как отмечалось ранее, отдается через стенки парогазового канала свариваемым деталям. Хорошей моделью данного процесса является группа точечных источников, расположенных на оси Z по всей глубине парогазового канала, движущихся вдоль оси X со скоростью W . Зная геометрию парогазового канала, определяется изменение критерия Пекле по глубине канала и находится мощность каждого точечного источника тепла [13]:

$$q(z_0, z_n) = \lambda (T_v - T_0) \cdot \int_{z_0}^{z_n} gg(\text{Pe}) dz, \quad (3)$$

где $gg(\text{Pe}) = 2,1995 + 6,2962\text{Pe} - 0,4994 \cdot \text{Pe}^2 + 0,0461\text{Pe}^3$.

Поле температур от такого источника в системе координат, связанной с движущимся источником тепла, стационарно и имеет вид [13]

$$T(r, x) - T_0 = \frac{q}{4\pi\lambda} \cdot \exp\left(-W \frac{x}{2\chi}\right) \cdot \sum_{j=-1,1} \frac{1}{r_j} \cdot \exp\left(-\frac{Wr_j}{2\chi}\right), \quad (4)$$

где $r_j = [x^2 + y^2 + (z - j\xi)^2]^{0.5}$ — радиус;

χ — температуропроводность;

q — мощность точечного источника;

ξ — координата точечного источника по оси Z ;

T_0 — начальная температура.

Другим источником тепла, передаваемого свариваемым деталям, является плазма, образуемая над местом сварки в газовой фазе. Теоретические и экспериментальные данные свидетельствуют о том, что свариваемому образцу от плазмы передается 10–15 % всей мощности лазерного излучения. Промоделировать теплоотдачу от плазмы можно с помощью точечного источника, расположенного на поверхности образца в той же точке, где начинается канал проплавления, который также движется в направлении оси X со скоростью W . Используя принцип суперпозиции для всех точечных источников, определяется квазистационарное температурное поле образца при лазерной сварке с переменной плотностью мощности источника тепла по высоте канала проплавления.

На основе рассчитанного температурного поля определяется положение всех важных для структурных изменений металла шва зоны термического влияния изолиний критических температур и границ аустенитного превращения: T_L , T_{C3} , T_{C1} , T_{800} , T_{600} , T_{500} . По положению этих изолиний рассчитывается время пребывания металла при более высоких значениях температуры или в промежутках между ними, определяются термические циклы и скорости нагрева и охлаждения точек металла, находящихся в различных зонах термического влияния.

Как отмечалось ранее, моделирование фронта кристаллизации с помощью фиктивных эллиптических, параболических и иных поверхностей вызывает необходимость разделения реальной формы на два участка. При этом из рассмотрения выпадает область перехода от верхней части ванны к нижней. Поэтому для лучевых методов сварки предлагается аппроксимировать поверхность ванны расплава (фронт кристаллизации) кубическим сплайном, основным достоинством которого является то, что моделируется вся форма поверхности наиболее точно и целиком. Это обстоятельство позволяет построить поверхности всех областей ванны, без исключения каких-либо частей. При расчетах траекторий осей кристаллитов принимаются типичные для подобных расчетов допущения: за поверхность фронта кристаллизации принимается поверхность по изотерме плавления, кристаллиты растут в направлении максимального градиента температур, т. е. по нормали к поверхности фронта кристаллизации.

Расчет выполняется по следующей схеме. Геометрическая форма изотермы температуры плавления моделируется поверхностью кубического сплайна от плоскости действия лазерного луча в хвостовую часть ванны расплава (рис. 1). В точке наибольшей ширины сплайна на заданной глубине шва z_0 , которая является координатой начала роста кристаллита (x_0 , $Y_{melt_{z_0}}$, z_0), определяется нормаль к поверхности фронта кристаллизации (сплайна) и ее направляющие углы. Задается шаг расчета по оси Y и по значениям составляющих нормали по осям X , Y и Z , по которым затем рассчитывается приращение координат. По найденной новой координате траектории роста кристаллита (x_i , y_i , z_i) находится соответствующая ей точка на сплайне, которая является точкой начала кристаллизации на следующем шаге. Далее расчет повторяется.

Последовательность точек (x_i , y_i , z_i) формирует траекторию роста кристаллита, а макроструктура металла шва определяется совокупностью всех пространственных кривых осей кристаллитов. Зная пространственную ориентацию макроструктуры (угол α в плоскости XOY и угол γ в плоскости YOZ), определяются вектор скорости кристаллизации, критерии схемы и скорости кристаллизации.

Характер формируемой структуры определяется скоростью кристаллизации V металла сварного шва. Значение скорости характеризует распределение примесей перед фронтом кристаллизации [15], [16], влияние на деформационную способность кристаллизующегося металла и его технологическую прочность. Изменение скорости кристаллизации в процессе роста кристаллитов протекает в течение всего времени роста кристаллита — от линии сплавления до центра шва. При этом скорость кристаллизации в направлении сварки возрастает по мере роста кристаллита от нулевого значения во фронте кристаллизации до значения скорости сварки в центре шва.

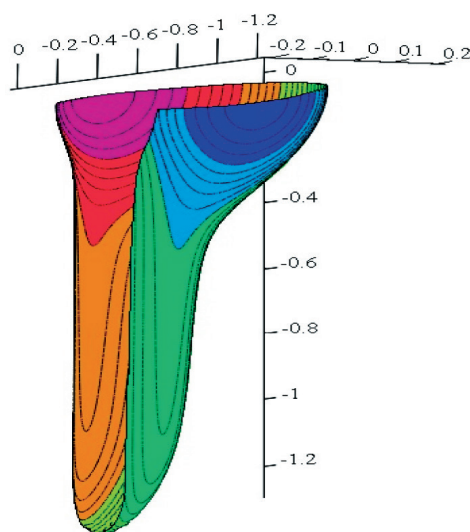


Рис. 1. Аппроксимация изотермы температуры плавления кубическим сплайном

Проекции скорости сварки в горизонтальной XOY и вертикальной YOZ плоскости могут служить параметрами изменения скорости кристаллизации в направлении сварки:

$$V_{\alpha} = W \cos(\alpha); \quad V_{\gamma} = W \cdot \cos(\gamma). \quad (5)$$

Суммарную оценку процесса кристаллизации выполним используя пары интегральных критериев схемы кристаллизации K_{α} , K_{γ} и относительной скорости кристаллизации KV_{α} , KV_{γ} :

$$K_{\alpha, \gamma} = \int_0^1 (\alpha, \gamma) d\left(\frac{y}{Y_{\text{melt}_z}}\right); \quad KV_{\alpha, \gamma} = \int_0^1 \frac{(V_{\alpha, \gamma})}{W} d\left(\frac{y}{Y_{\text{melt}_z}}\right), \quad (6)$$

где Y_{melt_z} — максимальная ширина ванны расплава на глубине z .

Использование предлагаемой модели формирования первичной макроструктуры шва при проведении лазерной сварки позволяет на стадии подготовки производства установить режимы сварки и получить его структуру, отвечающую требуемым свойствам сварного соединения.

Результаты (Results)

Разработанная модель была применена к расчетной оценке изменения параметров сварного соединения по глубине шва, характеризующих процесс сварки, кристаллизации и формирования первичной макроструктуры металла шва. Исследовался лазерный шов из малоуглеродистой низколегированной стали. Сварка выполнялась на скорости 15 мм/с при мощности лазерного излучения 8 кВт.

Рассмотрим изменение термических циклов по глубине сварного соединения при выполнении лазерной сварки для точек в зоне термического влияния, например, с максимальной температурой цикла $T_{\text{max}} = 1000$ °С, которая несколько превосходит значение $Ac3$ $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, т. е. находится на участке перекристаллизации (нормализации). Важнейшими параметрами термических циклов сварки являются: максимальная температура цикла T_{max} ; скорость нагрева в интервале температур $Ac3 - T_{\text{max}}$; время пребывания металла выше критической точки $Ac3$, соответственно, при нагреве, охлаждении и суммарное; скорость и длительность охлаждения в интервалах температур превращения аустенита $Ac3 - 500$ °С и $600 - 500$ °С; мгновенная скорость охлаждения при температуре наименьшей устойчивости аустенита T_{min} .

Скорость нагрева металла с увеличением глубины расположения точки увеличивается (рис. 2). Так, максимальная скорость нагрева в верхней части шва изменяется в диапазоне $\partial T / \partial t = 3,5 \cdot 10^3 - 4,5 \cdot 10^3$ °С/с. Причем этот максимум находится в интервале температур 420–460 °С. Средняя скорость нагрева выше точки $Ac3$ составляет приблизительно значение $\partial T / \partial t = 1250$ °С/с

для всех точек верхней части ванны. В переходной зоне шва максимальной скорости нагрева возрастают до $\partial T/\partial t = 4,5 \cdot 10^3 - 5,5 \cdot 10^3$ °C/c, в нижней части шва максимальные скорости нагрева продолжают расти в диапазоне $\partial T/\partial t = 6 \cdot 10^3 - 1,3 \cdot 10^4$ °C/c, а максимум этих значений смещается в область температур 480–800 °C. Средняя скорость нагрева выше точки $Ac3$ составляет диапазон значений $\partial T/\partial t = 2000 - 6000$ °C/c. Высокие скорости нагрева и относительно малая длительность пребывания металла выше $Ac3$ могут обуславливать существенную неоднородность аустенита и наличие в нем сегрегатов или даже нерастворенных карбидов.

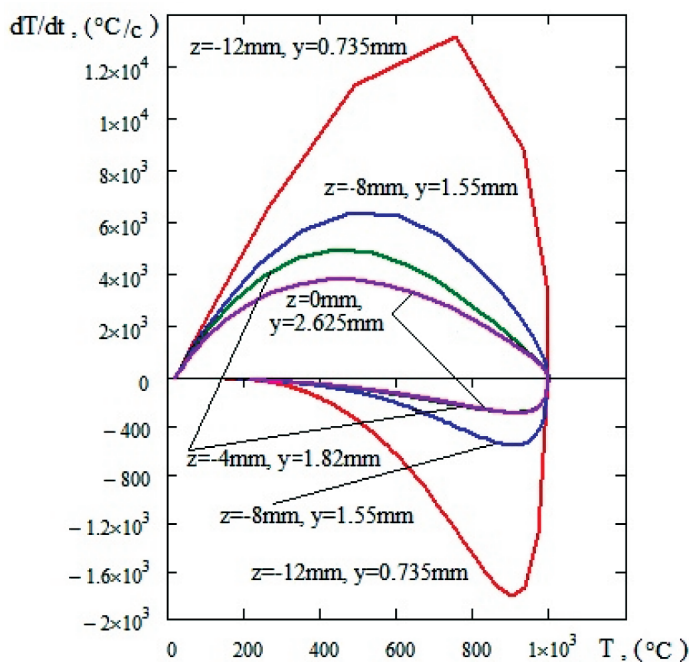


Рис. 2. Расчетные скорости нагрева и охлаждения металла по глубине сварного шва для точек с $T_{\max} = 1000$ °C при скорости сварки 15 мм/с и мощности лазерного излучения 8 кВт

При достижении максимальной температуры (в данном случае $T_{\max} = 1000$ °C) начинается процесс охлаждения. В верхней части шва, начиная от максимальной температуры, скорость охлаждения нарастает, достигая максимума $\partial T/\partial t = -300 - 350$ °C/c при температуре около 950 °C, после чего начинается плавный спад скорости охлаждения. Средние скорости охлаждения в диапазонах $Ac3 - 500$ °C и $600 - 500$ °C в верхней части шва составляют $\partial T/\partial t = -180$ °C/c и $\partial T/\partial t = -120$ °C/c соответственно.

Время пребывания металла в интервалах температур при лазерной сварке с мощностью луча 8кВт и скоростью 15 мм/с

Положение по глубине шва	Время пребывания в интервале температур, с				
	$A3T_{\max}$	$T_{\max} - Ac3$	$Ac3 - Ac1$	$Ac1 - 500$	$T_{600} - T_{500}$
–1,2 мм	0,24	0,6	0,3	1,96	0,94
–2,4 мм	0,24	0,6	0,3	1,92	0,92
–2,8 мм	0,24	0,62	0,3	1,9	0,9
–3,5 мм	0,24	0,62	0,28	1,88	0,9
–4,0 мм	0,22	0,62	0,3	1,84	0,88
–6,0 мм	0,14	0,44	0,26	1,66	0,8
–8,0 мм	0,12	0,3	0,16	1,22	0,62
–10,0 мм	0,06	0,18	0,08	0,62	0,32
–12,0 мм	0,04	0,08	0,06	0,4	0,22

В нижней части шва этот процесс развивается более стремительно, достигая скорости $\partial T/\partial t = -550 \dots -1800 \text{ }^\circ\text{C/c}$, с максимумом в интервале температур $850\text{--}950 \text{ }^\circ\text{C}$. Средние скорости охлаждения в диапазонах температур $A_{c3} \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$ и $600\text{--}500 \text{ }^\circ\text{C}$ для нижней части шва составляют $\partial T/\partial t = -450 \dots -950 \text{ }^\circ\text{C/c}$ и $\partial T/\partial t = -150 \dots -450 \text{ }^\circ\text{C/c}$ соответственно. Время пребывания металла в различных интервалах температур указано в таблице (с. 137). Скорость охлаждения достаточно быстро падает и примерно через 5–6 с для верхней и нижней частей шва скорости выравниваются на уровне $\partial T/\partial t = -50 \dots -60 \text{ }^\circ\text{C/c}$, дальнейшее охлаждение для всех зон идет одинаково.

Изменение термических циклов по глубине шва при лазерной сварке обуславливает отличие в формирующейся макроструктуре металла, а, следовательно, и свойствах сварного соединения в данном направлении. В поперечном сечении при данном режиме сварки ширина нижней части шва слабо меняется по глубине сварного соединения. Форма фронта кристаллизации зависит от мощности лазерного излучения, скорости сварки и теплофизических свойств свариваемого материала. Вместе с тем, из-за специфической формы ванны расплава при лазерной сварке, соотношение максимальных размеров ширины и длины контура фронта кристаллизации по глубине шва постепенно увеличивается и в корневой части принимает форму, близкую к полуокружности.

В результате расчетов получены проекции траекторий роста осей кристаллитов на плоскости XOY и YOZ по глубине сварного соединения (рис. 3). Сравнение расчетных результатов с экспериментом показали, что расчетные траектории роста кристаллитов качественно правильно показывают формирование макроструктуры металла шва. Если все исследователи при описании формы лазерного шва свидетельствуют о двух зонах: верхней — широкой и нижней — узкой, то при исследовании макроструктуры лазерного шва нужно рассматривать по крайней мере три зоны: верхнюю, нижнюю и переходную между ними, которая захватывает часть верхней широкой и нижней узкой частей шва. Это связано с тем, что кристаллиты, растущие с глубины $z/H = 0,25\text{--}0,35$ в узкой части переходной зоны лазерного шва, оканчивают свой рост в нижней зоне верхней части шва, где размеры ванны расплава существенно увеличиваются. Здесь H — глубина сварного шва.

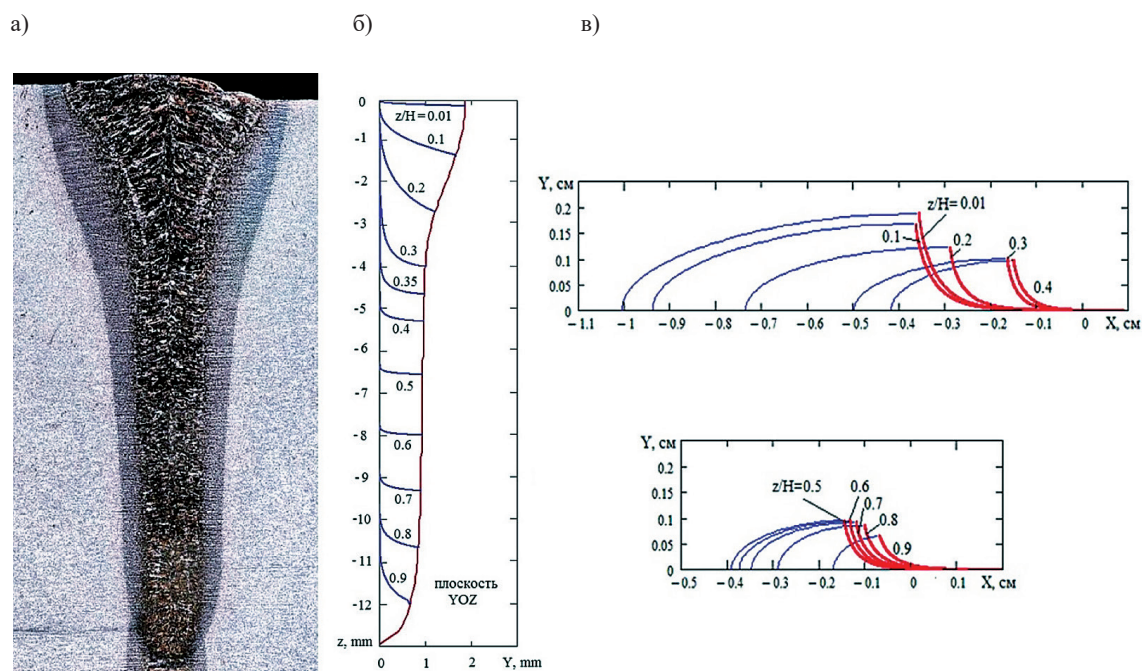
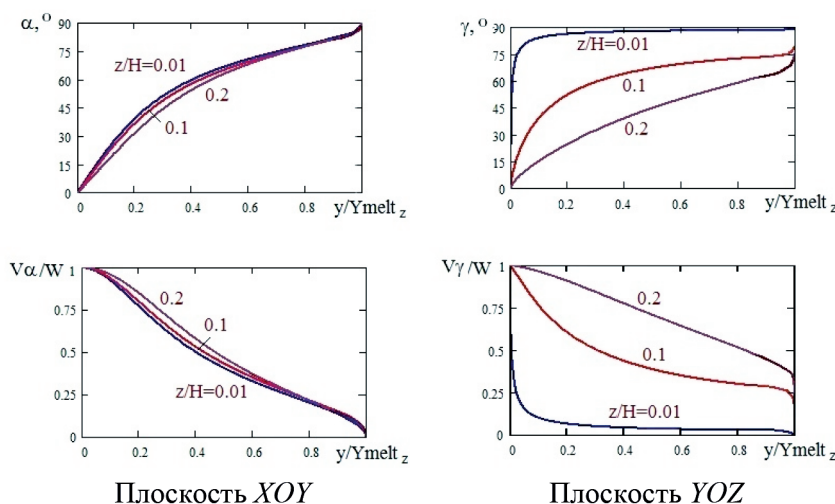


Рис. 3. Макроструктура сварного шва и расчетные проекции осей роста кристаллитов по высоте шва при скорости сварки 15 мм/с и мощности лазерного излучения 8 кВт:

а — макроструктура; б — поперечное сечение;
в — горизонтальные сечения (проекции осей роста кристаллитов, соответственно, в верхней и нижней части ванны в плоскости XOY)

На основе результатов расчетов было выполнено сравнение угловых параметров осей кристаллитов α , γ и изменения их относительных скоростей роста V_α/W , V_γ/W , определяемых в горизонтальных и вертикальных плоскостях XOY и YOZ соответственно, на различной глубине сварного соединения (рис. 4–6).

а)



б)

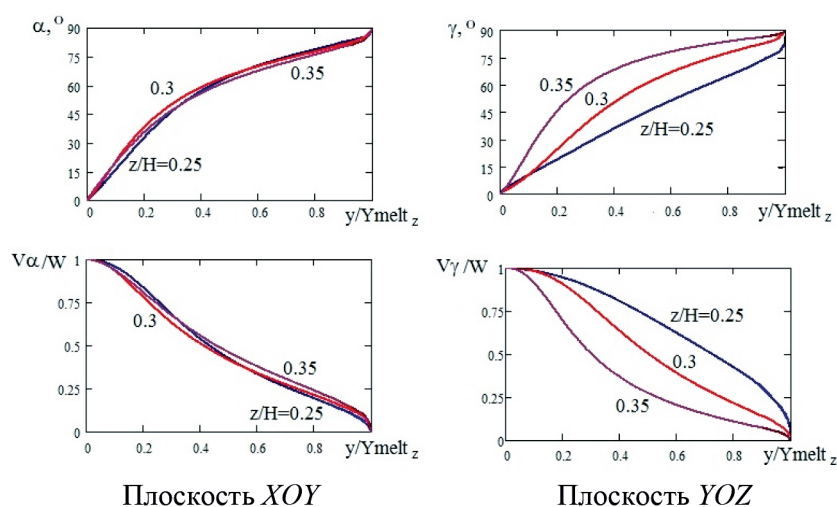


Рис. 4. Изменение угла наклона α и γ осей кристаллитов и их относительной скорости роста V_α/W и V_γ/W по ширине шва:
а — в верхней части сварного соединения;
б — в переходной зоне сварного соединения

По глубине сварного шва кроме переходной зоны изменение величины углов и относительных скоростей роста осей кристаллитов носит монотонный плавный характер. В переходной зоне шва плавный характер меняется на волнообразный, графики изменения величин на разных глубинах начинают пересекать друг друга (рис. 5). Особенно это заметно на узких, заостренных по глубине швах.

По изменению углов наклона γ и относительных скоростей роста кристаллитов V_γ/W в плоскости YOZ определяется характер процесса кристаллизации, является он плоским или пространственным. Полученные результаты показывают, что в верхней части шва встреча кристаллитов в центре шва происходит под углом $\gamma = 80\text{--}60^\circ$, а относительная скорость роста при $y/Y_{\text{melt}_z} = 0$ имеет значение $V_\gamma/W = 0,25\text{--}0,5$ (см. рис. 4, а). Это свидетельствует о том, что в верхней части шва формируется пространственная столбчатая макроструктура с плоской схемой

кристаллизации в поверхностном слое при $y/Y_{melt_z} > 0,1$. По мере заглубления угол срастания уменьшается до $\gamma = 0^\circ$, а относительная скорость роста кристаллитов увеличивается до $V_\gamma/W = 1$. В переходной и корневой зонах шва (см. рис. 4, б и рис. 5) относительная скорость роста кристаллитов достигает значения $V_\gamma/W = 1$ при $y/Y_{melt_z} > 0$.

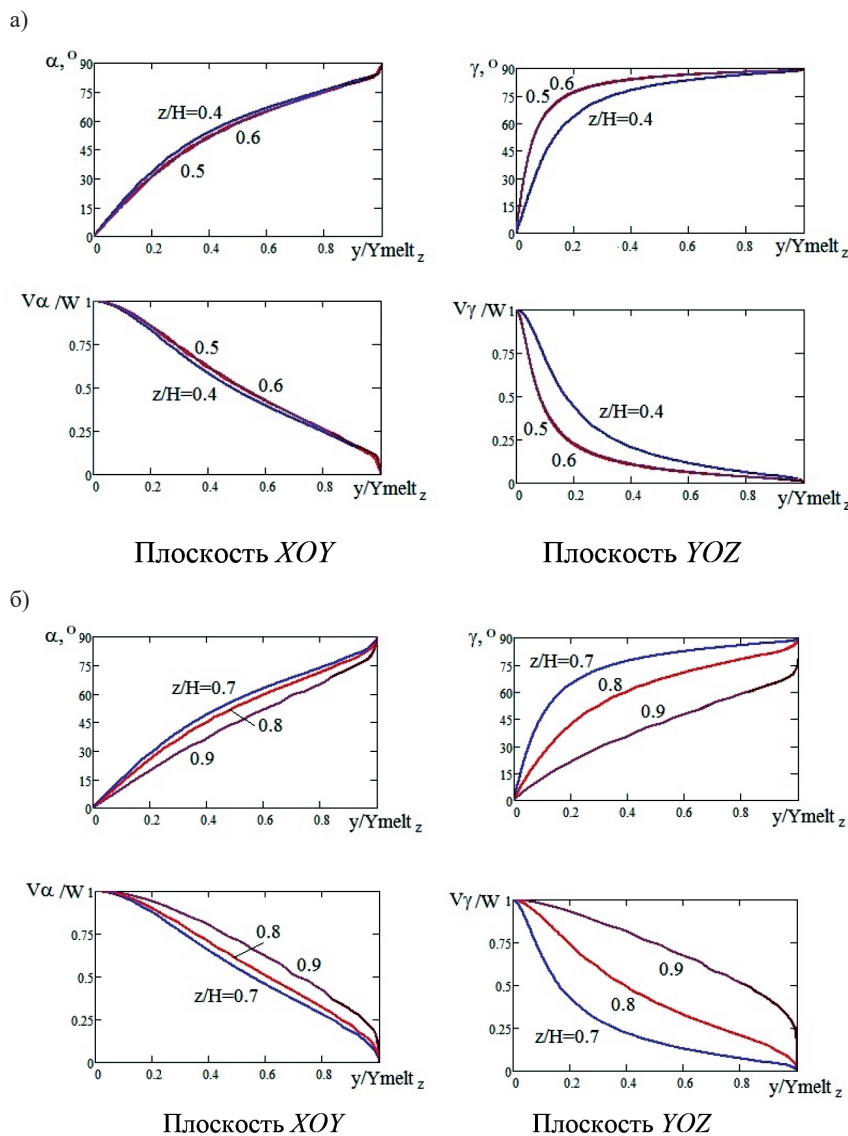


Рис. 5. Изменение угла наклона α и γ осей кристаллитов и их относительной скорости роста V_α/W и V_γ/W по ширине шва в нижней части сварного соединения, примыкающей к переходной зоне (а), и в нижней (корневой) части сварного соединения (б)

Сравнение результатов данного исследования по формированию первичной макроструктуры лазерных швов с проведенными ранее аналогичными исследованиями для электронно-лучевой сварки [12], [14] показали, что при сходных форме и геометрических размерах швов в обоих случаях вероятность формирования той или иной первичной макроструктуры в процессе кристаллизации лазерного и электронно-лучевого шва также идентична. Поэтому критериальные значения переходов угловых, скоростных и интегральных качественных и количественных показателей формирующейся первичной макроструктуры от одной схемы к другой в процессе кристаллизации должны быть одинаковыми. На основании этого в данной работе критериальные значения переходов угловых, скоростных и интегральных показателей от одной схемы процесса кристаллизации к другой приняты такими же, как для электронно-лучевой сварки.

Критерии схемы и скорости кристаллизации K_α , K_γ , KV_α , KV_γ показывают, что, при лазерной сварке на данном режиме наиболее вероятен пространственный рост столбчатых кристаллитов (рис. 6). В этом случае кристаллиты срастаются в центре шва в плоскости XOY под углом 2α , значение которого определяется в точке $y/Y_{melt} = 0,04$. Значение угла должно быть положительным. В зависимости от угловых параметров траектории роста кристаллитов кроме столбчатых кристаллитов возможно формирование кристаллитов других видов. Так, если величина угла α принимает значение в диапазоне $0-5^\circ$, существует вероятность того, что в центральной части шва может сформироваться либо транскристаллитная, либо равноосная структура, а при росте скорости кристаллита V_α/W в центре шва могут образоваться кристаллиты полиэдрической формы.

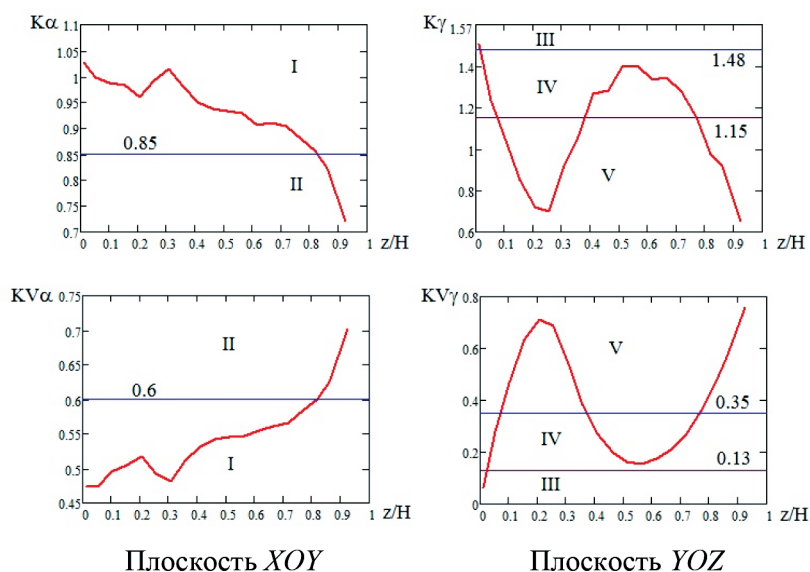


Рис. 6. Изменение критериев схемы кристаллизации K_α , K_γ и скорости кристаллизации KV_α , KV_γ по глубине сварного шва:

I — столбчатая структура; *II* — равноосная структура;
III — плоская схема кристаллизации;
IV — переход от плоской к пространственной структуре;
V — пространственная структура

Размеры и форма кристаллизующейся части сварочной ванны оказывают влияние на процесс кристаллизации и, в частности, на изменение схемы кристаллизации по глубине сварного соединения из-за специфической формы лазерного шва. С увеличением глубины наблюдается изменение схемы кристаллизации не только по глубине, но и по ширине сварного шва (рис. 7). Так, на поверхности шва, в промежутке $y/Y_{melt} = 0,1-1,0$, формируется слой с плоским ростом столбчатых кристаллитов. Далее по всей глубине шва формируется слой пространственного роста столбчатых кристаллитов. Начиная с глубины $z/H = 0,1$ существует вероятность формирования в центральной части шва полиэдрической равноосной структуры.

В переходной зоне лазерного шва $z/H = 0,1-0,4$ кристаллиты, начинающие свой рост в узкой части шва, по мере роста поднимаются по высоте шва ближе к поверхности и выходят в более широкую часть ванны расплава. При этом увеличивается размер фронта кристаллизации, что вызывает увеличение ширины центральной зоны с равноосными зёрнами от оси шва до $y/Y_{melt} = 0,1$ с максимумом при $z/H = 0,3$. Далее по глубине область, занятая равноосными кристаллитами, уменьшается по ширине, достигая минимума в промежутке $z/H = 0,5-0,6$.

Примыкающий к переходной зоне по глубине участок шва $z/H = 0,4-0,65$ имеет стенки в поперечном сечении с малым углом наклона к оси шва. Проекции осей роста кристаллитов на плоскость YOZ в этой области на начальном этапе роста имеют почти горизонтальное положение. Критериальные значения угловых, скоростных и интегральных качественных и количественных показателей

формирующейся первичной макроструктуры этой части ширины шва отвечают требованиям плоского процесса кристаллизации. Область, занимаемая плоским процессом кристаллизации, находится в промежутке $z/H = 0,4-0,8$ по высоте шва, плавно увеличивается по ширине от линии сплавления $y/Y_{melt_z} = 1$ и на глубине $z/H = 0,55$ достигает максимума ширины.

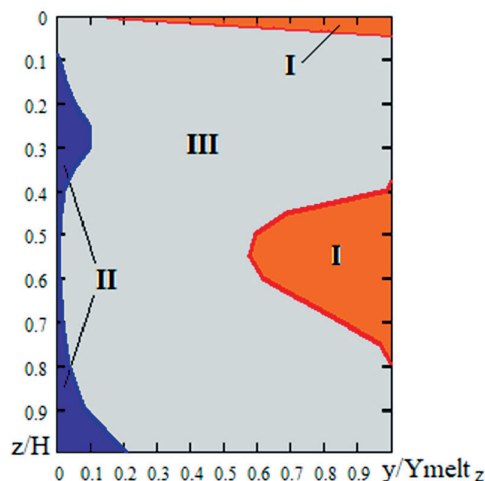


Рис. 7. Изменение схемы кристаллизации и формы макроструктуры по высоте и ширине шва при скорости сварки 15мм/с с мощностью лазерного излучения 8 кВт:
I — плоский рост столбчатых кристаллитов; II — равноосная структура;
III — пространственный рост столбчатых кристаллитов

Максимальная ширина шва, занятая плоским процессом кристаллизации, определяется безразмерными координатами от $y/Y_{melt_z} = 0,58$ до $y/Y_{melt_z} = 1$. Начиная с глубины $z/H = 0,6$ наклон стенок ванны расплава к оси шва увеличивается, условия плоского процесса кристаллизации нарушаются и ниже начинается переход к пространственному росту кристаллитов. При этом ширина в центре шва равноосной макроструктуры по глубине увеличивается от $y/Y_{melt_z} = 0,01$ на глубине $z/H = 0,55$ до $y/Y_{melt_z} = 0,2$ в зоне корня. Ширина участка, занятая плоским ростом кристаллитов, постепенно уменьшается и на глубине $z/H = 0,8$ заканчивается. Оставшаяся часть корневой зоны шва полностью занята пространственным процессом кристаллизации с равноосной макроструктурой в центре шва.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что по глубине и ширине сварного шва формирующаяся макроструктура имеет неоднородный характер. Это связано с неоднородностью процесса кристаллизации по глубине ванны расплава, различиями в режимах термических циклов по глубине шва и специфической формой ванны расплава.

Выводы (Summary)

На основе проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. На основе математических моделей расчета температурного поля лазерной сварки и геометрической задачи, определяющей преимущественное направление роста кристаллитов, их скорость роста в направлении сварки, предлагается метод прогнозирования температурно-временных режимов термических циклов и первичной макроструктуры сварного шва при лазерной сварке.
2. Для лучевых методов сварки предлагается аппроксимировать поверхность ванны расплава кубическим сплайном, основным достоинством которого является то, что вся форма поверхности моделируется наиболее точно и целиком, что позволяет построить поверхности всех областей ванны без исключения каких-либо частей.
3. Изменение объема жидкой фазы ванны расплава по глубине приводит к тому, что скорость охлаждения металла существенно увеличивается по направлению к корню шва. Для заявленного режима сварки в верхней части шва и переходной зоне скорость охлаждения металла

практически не зависит от глубины рассматриваемой точки и в максимуме достигает величины $\partial T/\partial t = -300 \dots -350$ °C/с с максимумом около $T = 950$ °C. В нижней части шва процесс охлаждения зависит от глубины рассматриваемой точки, и развивается более стремительно, достигая скорости $\partial T/\partial t = -550 \dots -1800$ °C/с, с максимумом в интервале температур $T = 850-950$ °C. В зоне термического влияния время пребывания металла шва в тех или иных температурных интервалах отвечает вышеописанной тенденции. Так, время пребывания в верхней и переходной зоне не зависит от глубины, а в нижней резко уменьшается и в корневой зоне шва падает в 2–4 раза по всем интервалам температур.

4. Результаты расчетного исследования показали, что по глубине и ширине сварного шва в данном режиме сварки формирующаяся макроструктура носит неоднородный характер. Это определяется изменением по глубине шва температурно-временных режимов термических циклов, которые зависят от параметров режима сварки, а также размеров и формы фронта кристаллизации. В шве прогнозируется формирование столбчатой макроструктуры ($K_a > 0,85$, $KV_a < 0,6$). По глубине сварного шва происходит смена схемы кристаллизации с плоской на пространственную. В нижней части шва изменение схемы кристаллизации и формы макроструктуры происходит по двум направлениям: как по глубине, так и по ширине. Так, на участке $z/H = 0,4-0,8$, начиная от линии сплавления, на некоторой части ширины ванны расплава образуется область с плоской схемой процесса кристаллизации ($\gamma = 90-87^\circ$, $V_f/W < 0,05$). Вокруг этой области происходит переход к пространственному характеру кристаллизации, а в центральной части шва формируются условия для образования равноосных зерен ($K_a < 0,85$, $KV_a > 0,6$). Ширина зоны с равноосными кристаллитами зависит от размеров и формы фронта кристаллизации. При более округлой форме фронта кристаллизации увеличивается вероятность образования более широкой в центральной части шва зоны с полиэдрической макроструктурой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Jasnu U.* High-power fibre laser in shipbuilding. New application are established in Europe shipyards / U. Jasnu, R. Gaede // *Laser Technic Journal*. — 2008. — Vol. 3.
2. *Salminen A.* The effect of welding parameters on keyhole and melt pool behavior during laser welding with high power fiber laser / A. Salminen, J. Lehtinen, P. Harrko // *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. — Laser Institute of America, 2008 — Is. 1. — Pp. 703. DOI: 10.2351/1.5061333.
3. *Kaplan A.* A Model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile / A. Kaplan // *Journal of physics D: Applied Physics*. — 1994. — Vol. 27. — Is. 9. — Pp. 1805–1814.
4. *Dowden J.* A mathematical investigation of the penetration depth in keyhole welding with continuous CO₂ lasers / J. Dowden, P. Kapadia // *Journal of physics D: Applied Physics*. — 1995. — Vol. 28. — Is. 11. — Pp. 2252–2261.
5. *Прохоров Н. Н.* Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации / Н. Н. Прохоров. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
6. *Wolf M.* Influence of the weld pool geometry on solidification crack formation / M. Wolf, H. Schobbert, Th. Böllinghaus // *Hot Cracking Phenomena in Welds*. — Springer, Berlin, Heidelberg, 2005. — Pp. 245–268. DOI: 10.1007/3-540-27460-X_13.
7. *Труханов К. Ю.* Исследование влияния формы сварочной ванны на опасность возникновения горячих трещин / К. Ю. Труханов, А. В. Царьков // *Сварка и диагностика*. — 2014. — № 1. — С. 27–31.
8. *Ситников Б. В.* Формирование стойкости сварных швов против образования горячих трещин при сварке с повышенной скоростью / Б. В. Ситников, В. П. Маршуба // *Сварочное производство*. — 2021. — № 2. — С. 11–18.
9. *Farrar J. C. M.* Hot cracking tests — The route to International Standardization // *Hot cracking phenomena in welds*. — Springer, Berlin, Heidelberg, 2005. — Pp. 291–304.
10. *Hu L. H.* Effects of preheating temperature on cold cracks, microstructures and properties of high power laser hybrid welded 10Ni3CrMoV steel / L. H. Hu [et al.] // *Materials & Design*. — 2011. — Vol. 32. — Is. 4. — Pp. 1931–1939. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.12.007.

11. Башенко В. В. Метод решения трехмерных задач по формированию первичной кристаллической макроструктуры сварных швов / В. В. Башенко, В. В. Плошихин // Физика и химия обработки материалов. — 1996. — № 5. — С. 18–22.
12. Язовских В. М. Моделирование макроструктуры и особенности кристаллизации металла при электронно-лучевой сварке с глубоким проплавлением / В. М. Язовских, Т. В. Олышанская // Вестник ПГТУ. Сварка. — 2002. — С. 164–184.
13. Кархин В. А. Тепловые процессы при сварке. — СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. — 646 с.
14. Язовских В. М. Особенности кристаллизации металла при электронно-лучевой сварке с глубоким проплавлением / В. М. Язовских [и др.] // Сварочное производство. — 1999. — № 1. — С. 3–7.
15. Osio A. S. The effect of solidification on the formation and growth of inclusions in low carbon steel welds / A. S. Osio, S. Liu, D. L. Olson // Materials Science and Engineering: A. — 1996. — Vol. 221. — Is. 1–2. — Pp. 122–133. DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10466-4.
16. DebRoy T. Physical processes in fusion welding / T. DebRoy, S. A. David // Reviews of modern physics. — 1995. — Vol. 67. — Is 1. — Pp. 85–103. DOI: 10.1103/RevModPhys.67.85.

REFERENCES

1. Jasnu, U., and R. Gaede. “High-power fibre laser in shipbuilding. New application are established in Europe shipyards.” *Laser Technic Journal* 3 (2008).
2. Salminen, Antti, Janne Lehtinen, and Petri Harkko. “The effect of welding parameters on keyhole and melt pool behavior during laser welding with high power fiber laser.” *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Vol. 2008. No. 1. Laser Institute of America, 2008. DOI: 10.2351/1.5061333.
3. Kaplan, Alexander. “A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile.” *Journal of Physics D: Applied Physics* 27.9 (1994): 1805.
4. Dowden, John, and Phiroze Kapadia. “A mathematical investigation of the penetration depth in keyhole welding with continuous CO₂ lasers.” *Journal of Physics D: Applied Physics* 28.11 (1995): 2252.
5. Prokhorov, N. N. *Tekhnologicheskaya prochnost' svarnykh shvov v protsesse kristallizatsii*. M.: Metallurgiya, 1979.
6. Wolf, Martin, H. Schobbert, and Th. Böllinghaus. “Influence of the weld pool geometry on solidification crack formation.” *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2005. 245–268. DOI: 10.1007/3-540-27460-X_13.
7. Trukhanov, K. Yu., and A. V. Tsar'kov. “Issledovanie vliyaniya formy svarочноi vannы na opasnost' vozniknoveniya goryachikh treshchin.” *Svarka i diagnostika* 1 (2014): 27–31.
8. Sitnikov, B. V., and V. P. Marshuba. “Formation of resistance of welded seams against forming of hot cracks when welding is performed with an increased speed.” *Welding International* 2 (2021): 11–18.
9. Farrar, J. C. M. “Hot cracking tests — The route to International Standardization.” *Hot cracking phenomena in welds*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2005. 291–304.
10. Hu, L. H., J. Huang, Z. G. Li, and Y. X. Wu. “Effects of preheating temperature on cold cracks, microstructures and properties of high power laser hybrid welded 10Ni3CrMoV steel.” *Materials & Design* 32.4 (2011): 1931–1939. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.12.007.
11. Bashenko, V. V., and V. V. Ploshikhin. “Metod resheniya trekhmernykh zadach po formirovaniyu pervichnoi kristallicheskoй makrostrukturny svarnykh shvov.” *Fizika i khimiya obrabotki materialov* 5 (1996): 18–22.
12. Yazovskikh, V. M., and T. V. Ol'shanskaya. “Modelirovanie makrostrukturny i osobennosti kristallizatsii metallа pri elektronno-luchevoi svarke s glubokim proplavleniem.” *Vestnik PGTU. Svarka* (2002): 164–184.
13. Karkhin, V. A. *Teplovye protsessy pri svarke*. SPb.: Izd-vo Politekhnikheskogo universiteta, 2013.
14. Yazovskikh, V. M., T. V. Ol'shanskaya, R. A. Musin, and V. Ya. Belen'kii. “Osobennosti kristallizatsii metallа pri elektronno-luchevoi svarke s glubokim proplavleniem.” *Svarochnoe proizvodstvo* 1 (1999): 3–7.
15. Osio, Alberto Sánchez, Stephen Liu, and David L. Olson. “The effect of solidification on the formation and growth of inclusions in low carbon steel welds.” *Materials Science and Engineering: A* 221.1–2 (1996): 122–133. DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10466-4.
16. DebRoy, T., and S. A. David. “Physical processes in fusion welding.” *Reviews of modern physics* 67.1 (1995): 85–103. DOI: 10.1103/RevModPhys.67.85.

ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ

Макарчук Наталия Васильевна —

кандидат технических наук
ФГБОУ ВО «ГУМРФ имени адмирала
С. О. Макарова»
198035, Российская Федерация, Санкт-Петербург,
ул. Двинская, 5/7
e-mail: mnv_guap@mail.ru, kaf_vsi@gumrf.ru

Макарчук Александра Васильевна —

кандидат технических наук
ФГБОУ ВО «ГУМРФ имени адмирала
С. О. Макарова»
198035, Российская Федерация, Санкт-Петербург,
ул. Двинская, 5/7
e-mail: makarchukav@gumrf.ru

Старцев Василий Николаевич —

кандидат технических наук
НИЦ «Курчатовский институт» —
ЦНИИ КМ «Прометей»
191015, Российская Федерация, Санкт-Петербург,
ул. Шпалерная, 49
e-mail: starlv@mail.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Makarchuk, Natalia V. —

PhD
Admiral Makarov State University of Maritime
and Inland Shipping
5/7 Dvinskaya Str., St. Petersburg, 198035,
Russian Federation
e-mail: mnv_guap@mail.ru, kaf_vsi@gumrf.ru

Makarchuk, Alexandra V. —

PhD
Admiral Makarov State University of Maritime
and Inland Shipping
5/7 Dvinskaya Str., St. Petersburg, 198035,
Russian Federation
e-mail: makarchukav@gumrf.ru

Startsev, Vasilii N. —

PhD
NRC “Kurchatov Institute” —
CRISM “Prometey”
49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, 191015,
Russian Federation
e-mail: starlv@mail.ru

Статья поступила в редакцию 16 марта 2022 г.

Received: March 16, 2022.