

ТЕХНОЛОГИЯ СУДОСТРОЕНИЯ, СУДОРЕМОНТА И ОРГАНИЗАЦИЯ СУДОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

DOI: 10.21821/2309-5180-2023-15-4-633-645

INVESTIGATION OF STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS OF WELD METAL AND IN THE HEAT-AFFECTED ZONE DURING 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

The use of laser equipment is one of the promising ways to create innovative and highly efficient technologies in the production of ship structures. The main advantages of using laser technologies in the production of marine equipment are increased productivity by increasing the speed and reducing the number of welding passes, improving the quality of welded joints due to the accuracy of the assembly of structures and the level of automation, reducing the level of residual stresses, warping and leach due to significant localization of the heating and penetration zone compared with arc welding technologies, a significant reduction in the consumption of welding materials or their complete exclusion due to the smaller dimensions of the geometry of the cutting edges and the width of the assembly gaps. The mechanical properties of the welded joint are determined by the composition of the steel and its structure. The structural-phase transformations of the weld metal are determined by the temperature-time parameters that occur in the seam zone itself and in the heat-affected zone. Laser welded joints are formed under conditions in which thermal cycles differ significantly in depth and width of the weld, so the mechanical properties of the joint are determined by local changes in the structure of the seam metal and heat-affected zone. The issues of formation of the phase composition of the seam zone and heat-affected zone during laser welding are examined in the paper. On the basis of numerical modeling of thermal processes and structural-phase transformations of weld metal and heat-affected zone accompanying laser welding, a method for quantifying the volume fraction of structural-phase components of weld metal and heat-affected zone is proposed. The proposed calculation algorithm avoids solving the equation for the amount of the volume fraction of the structural-phase components of the metal at each step of the calculations.

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

For citation:

Makarchuk, Natalia V., Alexandra V. Makarchuk, and Vasilii N. Startsev. “Investigation of structural-phase transformations of weld metal and in the heat-affected zone during laser welding.” *Vestnik Gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota imeni admirala S. O. Makarova* 15.4 (2023): 633–645. DOI: 10.21821/2309-5180-2023-15-4-633-645.

УДК 621.791

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МЕТАЛЛА ШВА И ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ 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

Темой исследования являются вопросы формирования микроструктуры металла сварного шва и зоны термического влияния при лазерной сварке. Особое внимание уделяется термическим циклам сварки, проходящим в этих зонах, так как структурно-фазовые превращения металла шва определяются температурно-временными параметрами, которые происходят собственно в зоне шва и в зоне термического влияния.

Поскольку термические циклы существенно отличаются по глубине и ширине шва, то и механические свойства соединения будут определяться локальными изменениями структуры металла шва и околошовной зоны. Разработана математическая модель и исследованы вопросы формирования фазового состава зоны шва и зоны термического влияния при лазерной сварке. На основе численного моделирования тепловых процессов и структурно-фазовых превращений металла шва и зоны термического влияния, сопровождающих лазерную сварку, предлагается метод количественной оценки объемной доли структурно-фазовых составляющих металла шва и зоны термического влияния. Предложенный алгоритм расчета позволяет избежать решения уравнения для определения объемной доли структурно-фазовых составляющих металла на каждом шаге вычислений. Экспериментальные исследования подтвердили, что предлагаемый подход к проблеме количественной оценки объемной доли структурно-фазовых составляющих металла шва и зоны термического влияния позволяет прогнозировать соотношение фаз в различных точках лазерного сварного соединения.

Ключевые слова: математическая модель, лазерная сварка, термический цикл, зона термического влияния, микроструктура.

Для цитирования:

Макарчук Н. В. Исследование структурно-фазовых превращений металла шва и зоны термического влияния при лазерной сварке / Н. В. Макарчук, А. В. Макарчук, В. Н. Старцев // Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова. — 2023. — Т. 15. — № 4. — С. 633–645. DOI: 10.21821/2309-5180-2023-15-4-633-645.

Введение (Introduction)

Применение лазерного оборудования является одним из перспективных способов создания инновационных и высокоэффективных технологий в производстве судовых конструкций. Опыт его использования на крупнейших верфях Европы показывает большие возможности лазерного оборудования для создания прорывных технологий в судостроении [1]–[3]. Основными преимуществами применения лазерных технологий в производстве морской техники являются: повышение производительности за счет увеличения скорости и уменьшения числа проходов сварки, улучшение качества сварных соединений за счет точности сборки конструкций и уровня автоматизации, снижение уровня остаточных напряжений, коробления и поводов за счет значительной локализации зоны нагрева и проплавления по сравнению с дуговыми технологиями сварки, значительное уменьшение расхода сварочных материалов или их полное исключение за счет меньших размеров геометрии разделки кромок и ширины зазоров сборки.

Высокая концентрация энергии в сфокусированном луче лазера формирует специфическую форму зоны проплавления металла — широкую в верхней части и узкую, глубокую в средней и нижней частях шва. В целом лазерная сварка создает более узкие и глубокие сварные соединения, чем дуговые методы, а формирование лазерного шва проходит с более высокой скоростью нагрева и охлаждения. Механические свойства сварного соединения определяются составом стали и его структурой, структурно-фазовые превращения металла шва — температурно-временными параметрами, которые происходят, собственно, в зоне шва и в зоне термического влияния (ЗТВ). Поскольку лазерные сварные соединения формируются в условиях, при которых термические циклы существенно отличаются по глубине и ширине шва, механические свойства соединения определяются локальными изменениями структуры металла шва и околошовной зоны.

Кинетика распада аустенита, которая зависит от скорости его охлаждения, определяет формирующуюся микроструктуру металла шва и ЗТВ. По вопросам исследования и анализа структурных превращений аустенита, имеющим длительную историю, были получены значительные сведения теоретического и экспериментального характера [4]–[6], [8]. Диаграммы распада аустенита при охлаждении играют важную роль применительно к сварочным процессам. Существующие виды диаграмм: изотермические TTT-diagram, термокинетические CCT-diagram, анизотермические APA (welding TTT diagram), строятся на основе экспериментальных данных, полученных при различных условиях их проведения. Таким образом, для конкретной марки стали получают сведения о температурно-временной кинетике распада аустенита.

Дальнейшим развитием исследований явилось создание численных методов моделирования фазовых и структурных превращений, которые условно можно разделить на статистические (эмпи-

рические), основанные на анализе экспериментальных данных; моделирование физических явлений, происходящих при распаде аустенита; полуэмпирические модели, сочетающие как эмпирические части, так и частичное моделирование физических процессов распада аустенита [5]–[7], [9]. Применение данных моделей существенно упрощает задачу определения структурно-фазовых превращений в условиях сварки и прогнозирования микроструктуры сварного соединения. Однако данные модели в основном разработаны для дуговых методов сварки. В связи с этим возникает задача по исследованию и отработке метода прогнозирования структурно-фазовых изменений металла шва и ЗТВ при лазерной сварке для получения необходимых технологических свойств сварного соединения. Ранее было проведено моделирование формирования первичной макроструктуры сварного шва при лазерной сварке [10]. Данная статья, в которой рассмотрены вопросы формирования фазового состава зоны шва и ЗТВ при лазерной сварке, является продолжением работ по исследованию, отработке и адаптации методов и методик прогнозирования структурно-фазового состава сварного соединения.

Методы и материалы (Methods and Materials)

В основе данного исследования численное моделирование тепловых процессов и структурно-фазовых превращений металла шва и ЗТВ, сопровождающих лазерную сварку. Тепловая модель лазерной сварки, используемая в исследовании, была разработана ранее при исследовании макроструктуры сварного соединения [10]. Здесь приведем лишь краткое ее изложение. На базе модели формирования парогазового канала в жидком металле (1), основанной на аппроксимации геометрической оптики и теплообмене при движении цилиндра в равномерном потоке, получены его глубина и остальные геометрические параметры:

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

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

где r — радиус парогазового канала;

z — глубина канала;

R — коэффициент отражения;

Pe — критерий Пекле;

Nu — критерий Нуссельта;

γ — полуугол схождения луча;

s — положение фокуса луча относительно поверхности детали;

I_0, I_n, K_0, K_n — функции Бесселя.

По известной геометрии канала рассчитывается тепловая доля энергии, которая расходуется на испарение металла и энергии лазерного излучения поглощенной через стенки свариваемыми деталями. Расчет тепловой картины при лазерной сварке выполняется по квазистационарной модели действия группы точечных источников, расположенных вдоль оси действия лазерного луча. Мощность каждого точечного источника определяется параметрами числа Пекле, соответствующими глубине канала в точке его расположения:

$$q(z_0, z_n) = \lambda(T_v - T_0) \cdot \int_{z_0}^{z_n} gg(\text{Pe}) dz; \quad (2)$$

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

По рассчитанному полю температур определяется термический цикл в интересующей зоне шва или ЗТВ, скорости нагрева и охлаждения в ней:

$$T(r, x) - T_0 = \frac{q}{4\pi\lambda} \cdot \exp(-W \frac{x}{2\chi}) \cdot \sum_{j=-1,1} \frac{1}{r_j} \cdot \exp(-\frac{Wr_j}{2\chi}), \quad (3)$$

где $r_j = [x^2 + y^2 + (z - j \cdot \xi)^2]^{0,5}$ — радиус;

x, y, z — координаты рассматриваемой точки;

χ — температуропроводность;
 q — мощность точечного источника;
 ξ — координата точечного источника по Z ;
 T_0, T_v — начальная температура, температура испарения;
 W — скорость сварки;
 λ — теплопроводность металла.

Для адаптации и расчета термокинетических изменений структурно-фазового состава при лазерной сварке выбрана полуэмпирическая модель построения изотермических ТТТ диаграмм Kirkaldy — Li [11]–[14], содержащая достаточно большое количество входных параметров физического и эмпирического характера и их можно легко вычислять и регулировать. Время превращения τ объемной доли аустенита X при температуре T по этой модели имеет следующий вид:

$$\tau(X, T) = \frac{F(C, Mn, Si, Mo, \dots)}{\beta \cdot 2^{(G-1)/2} \cdot \Delta T^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \cdot \int_0^X \frac{dX}{X^{\frac{2(1-X)}{3}} \cdot (1-X)^{\frac{2X}{3}}}, \quad (4)$$

где τ — время;

X — объемная доля;

T — температура,

F — функция состава стали;

$\Delta T = (Ac_3, Ac_1, Bs - T)$ — переохлаждение;

n, β — эмпирические константы для каждой структурной фазы;

Q — энергия активации диффузии;

R — газовая постоянная;

G — размер аустенитного зерна (по ASTM);

Ac_3, Ac_1, Bs — критические точки начала ферритного, перлитного, бейнитного превращений.

Анализ экспериментальных данных [14] позволил определить для феррита, перлита и бейнита эмпирические зависимости функции состава стали:

$$\begin{aligned} F_F &= 59,6 \cdot Mn + 1,5Ni + 67,7Cr + 244Mo; \\ F_P &= 1,79 + 5,42(Cr + Mo + 4Mo \cdot Ni); \\ F_B &= (2,34 + 10,1C + 3,8Cr + 19Mo) \cdot 10^{-4} \cdot Z(X), \end{aligned} \quad (5)$$

где $Z = \exp[X^2(1,9C + 2,5Mn + 0,9Ni + 1,7Cr + 4Mo - 2,6)]$;

F, P, B — зоны структурных превращений (ферритное, перлитное, бейнитное), в которых выполняется расчет.

Значения химического состава стали выражены в процентах массовых долей. Объемная доля мартенсита X_M вычисляется по следующей зависимости [15], [16]:

$$X_M = X_A (1 - \exp(-k(Ms - T)^n)), \quad (6)$$

где $k = 0,0231 - 0,0105C + 0,0017Ni + 0,0074Cr - 0,0193Mo$;

$n = 1,4304 - 1,1836C + 0,7527C^2 + 0,0258Ni - 0,0739Cr - 0,3108Mo$;

X_A — массовая доля аустенита;

Ms — температура начала мартенситного превращения.

Задав значения температуры T и объемной доли превращения аустенита X , строим диаграмму его распада на каждую структурную фазу для данного состава стали. Основное противоречие использования ТТТ диаграмм для сварочных процессов заключается в том, что диаграмма построена в изотермических условиях, а структурно-фазовые превращения при сварке проходят при непрерывном охлаждении. Избежать этого можно в случае, если предположить, что в каждой точке термического цикла фазовые превращения происходят с такими же скоростями, как и в точках диаграммы, через которые проходит термический цикл. Такое допущение позволяет превратить расчет по изотермической ТТТ диаграмме в термокинетический.

Реализация данного допущения в расчете осуществляется по следующей схеме, которая для всех зон температурно-временного превращения аустенита имеет одинаковый вид. На ТТТ диа-

грамму наносится кривая охлаждения термического цикла. Температурный интервал термического цикла, проходящего через конкретную зону превращения, делится на n произвольных или равномерных частей. Выполняется расчет интервалов времени между последовательными точками. Уравнение (4) преобразуется так, чтобы значения X были вынесены в одну сторону уравнения (7), а остальные значения — в другую:

$$\int_0^X \frac{dX}{X^{\frac{2(1-X)}{3}} \cdot (1-X)^{\frac{2X}{3}}} = \frac{\beta \cdot 2^{(G-1)/2} \cdot \Delta T_i^n \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT_i}\right)}{F(C, Mn, Si, Mo, \dots)_{F, P}} t_{j=i, i-1};$$

$$Z(X) \cdot \int_0^X \frac{dX}{X^{\frac{2(1-X)}{3}} \cdot (1-X)^{\frac{2X}{3}}} = \frac{\beta \cdot 2^{(G-1)/2} T_i^n \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT_i}\right)}{F(C, Mn, Si, Mo, \dots)_B} \cdot t_{j=i, i-1}.$$

где $F(C, Mn, Si, Mo)$ — функции с индексом рассчитываемой зоны, соответствующие уравнениям (5).

Нетрудно заметить, что искомая величина X зависит от параметра, которым является правая часть уравнения. Поэтому для того чтобы не решать это уравнение несколько раз на каждом шаге, поступим следующим образом: решим левую часть отдельно, задавая величину X от 0 до 1 и определяя значение параметра. Полученный результат расчета аппроксимируем зависимостью значения X от величины параметра кубическим сплайном. Кривая термического цикла также аппроксимируется кубическим сплайном. Это позволяет уйти от дискретного сеточного деления шагов теплового расчета, задавая произвольный шаг, что упростит предельный переход.

Подставляя рассчитанные значения правой части уравнения (7) в аппроксимацию, X сплайном находим его величину. Для каждого значения температуры T_i на кривой термического цикла вычисляется приращение объемной доли ΔX_i образующейся фазы на временном шаге $\Delta \tau_i = t_i - t_{i-1}$:

$$\Delta X_i = |X(T_i, t_i) - X(T_i, t_{i-1})|, \quad (8)$$

где T_i, t_i, t_{i-1} — параметры правой части уравнения (7).

Количество объемной доли X_Σ образующейся фазы определяется суммированием всех приращений и предельным переходом:

$$X_\Sigma = \lim_{\substack{n \rightarrow \infty \\ \Delta \tau \rightarrow 0}} \sum_{i=0}^n \Delta X_i. \quad (9)$$

При реализации на ЭВМ за предельное решение принимается установившееся численное решение, которое при последовательном увеличении количества расчетных точек n на заданном интервале фазового превращения, а, следовательно, при уменьшении межточечного интервала времени Δt приводит к установлению стабильного значения объемной доли X_Σ структурной фазы.

Структурная диаграмма для термического цикла сварки в выбранной точке металла сварного соединения определяется пошаговым вычитанием объемных долей образующихся фаз на данный момент времени из объемной доли аустенита на данном шаге.

Результаты (Results)

Экспериментальные и численные исследования выполнены для лазерной сварки стали 10ХСНД. В процессе экспериментов была выполнена сварка двух листов толщиной 20 мм в стык без разделки кромок. С каждой стороны листа был сделан один сварочный проход. Полученное сварное соединение, представляющее собой две встречных зоны проплавления с перекрытием в районе корней (рис. 1), использовалось в экспериментальных исследованиях микроструктуры шва и ЗТВ, а также для коррекции численной модели. Скорость сварки $W = 15$ мм/с при мощности излучения лазера, равной 8 кВт, положение фокуса $s = -3$ мм относительно поверхности листа металла.

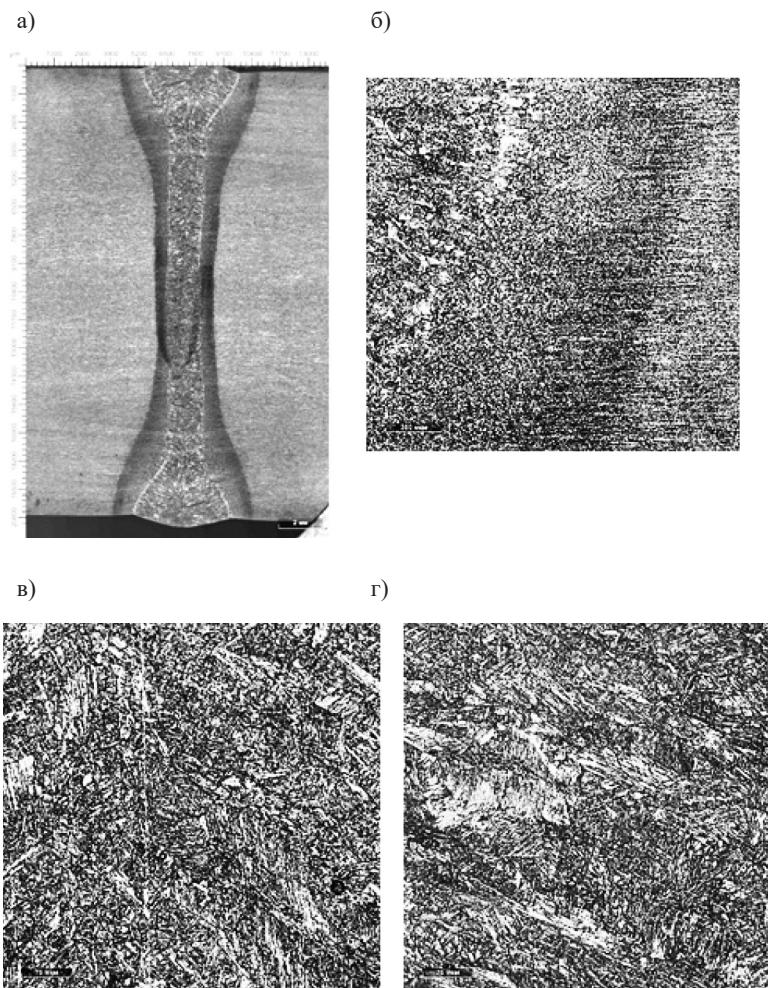


Рис. 1. Лазерный шов образца стали марки 10XCHD:
а — общий вид шва; б — верхняя часть шва и зоны термического влияния;
в, г — бейнитно-мартенситная структура шва в верхней части $z/H = 0,1$

Для анализа структурно-фазовых изменений металла при лазерной сварке были рассмотрены зона шва и две зоны в ЗТВ, а именно перегрева и нормализации. Это объясняется тем, что именно они определяют прочность сварного соединения и здесь наиболее часто возникают разного рода дефекты при сварке. В каждой из этих зон по глубине шва выбирались точки с одинаковой максимальной температурой сварочного цикла. Так, для зоны шва $T_{\max} = 1900^\circ\text{C}$, для зоны перегрева $T_{\max} = 1350^\circ\text{C}$ и для зоны нормализации $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$. При этом необходимо отметить, что для зоны шва расчетное положение точки с максимальной температурой 1900°C может не соответствовать ее действительному расстоянию от оси шва, так как в тепловом расчете не учитывается конвективный перенос жидкого металла. Данная точка может находиться несколько ближе или дальше от оси шва, но при этом общая тенденция структурно-фазовых изменений сохранится. Выполненные расчеты температурного поля пластин металла, согласно ранее описанной модели, позволили построить температурные циклы сварки для всех необходимых для данного исследования точек шва и ЗТВ, получить значения скоростей нагрева и охлаждения в них, а также определить временные интервалы пребывания в зонах межкритических температур.

Анализ полученных результатов расчета показал, что максимальные скорости нагрева и охлаждения в выбранных точках при переходах из каждой зоны в соседнюю по направлению к шву на одной и той же глубине сварного соединения приводит к их возрастанию в 1,7–2,5 раза. Так, например, если в зоне нормализации в точке $z/H = 0,1$ (H — глубина сварного шва) с максимальной температурой цикла $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$ максимальные скорости нагрева и охлаждения имеют значение 4200 и -320°C/s соответственно, то переход в зону перегрева с $T_{\max} = 1350^\circ\text{C}$ увеличива-

ет максимальные скорости до ~ 7000 и -720 °C/с, а переход в зону шва с $T_{\max} = 1900$ °C повышает их до ~ 17000 и -1700 °C/с. С увеличением глубины максимальная скорость нагрева возрастает, а максимальная скорость охлаждения до относительной глубины $z/H = 0,2 \sim 0,25$ от поверхности листа, т. е. в широкой части шва, остается приблизительно постоянной, и только после входа в более узкую часть шва начинает расти. В зоне нормализации на глубине $z/H = 0,8$ максимальные скорости нагрева и охлаждения достигают $\partial T/\partial t_{\max} = 11000$ °C/с и $\partial T/\partial t_{\max} = -1320$ °C/с соответственно.

Объемные доли бейнита (В) и мартенсита (М)

по глубине сварного соединения стали 10ХСНД, выполненного лазерной сваркой

z/H	Зона шва $T_{\max} = 1900$ °C		ЗТВ (зона перегрева) $T_{\max} = 1350$ °C		ЗТВ (зона нормализации) $T_{\max} = 1000$ °C	
	В	М	В	М	В	М
0,1	0,1986	0,8014	0,2013	0,7987	0,1975	0,8025
0,2	0,1944	0,8056	0,1963	0,8037	0,1901	0,8099
0,3	0,1887	0,8113	0,1882	0,8118	0,1797	0,8203
0,4	0,1719	0,8281	0,1674	0,8326	0,1535	0,8465
0,5	0,1320	0,8680	0,1222	0,8778	0,1029	0,8971
0,6	0,0702	0,9298	0,0607	0,9393	0,0465	0,9535
0,7	0,0237	0,9763	0,0193	0,9807	0,0121	0,9879
0,8	0,0	1,0	0,0	1,0	0,0	1,0

Было выполнено построение диаграммы распада аустенита стали 10ХСНД (рис. 2, а) и по ней рассчитаны структурные диаграммы для термических циклов в зоне шва и зонах перегрева и нормализации ЗТВ (полученные результаты приведены в таблице). Расчет показал, что в верхней более широкой части сварного соединения до глубины шва $z/H = 0,2 \sim 0,25$ соотношение количества, образующегося бейнита и мартенсита, во всех трех зонах в поперечном направлении сохраняется постоянным: бейнита около 20 % и мартенсита около 80 %, что соответствует экспериментальным результатам (рис. 2, в–д).

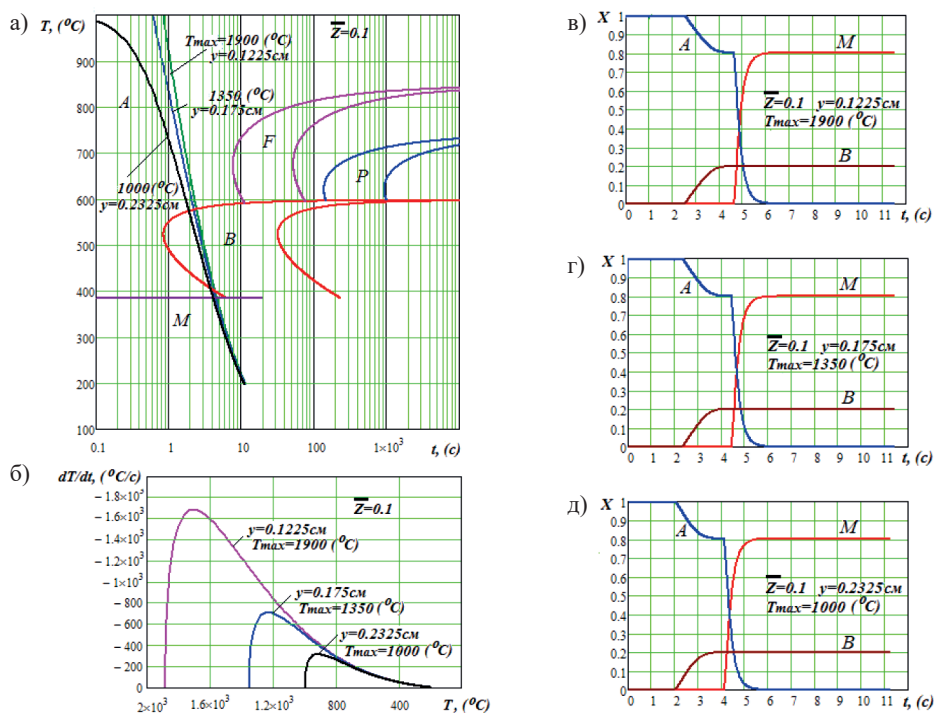


Рис. 2. Примеры расчетов структурных диаграмм для термических циклов в верхней части лазерного шва и ЗТВ: а — изотермическая диаграмма распада аустенита стали 10ХСНД с термическими циклами (А — аустенит; F, P, B, М — зоны распада аустенита на феррит, перлит, бейнит, мартенсит); б — скорость охлаждения в шве и ЗТВ, в–д — структурные диаграммы термических циклов (А, В, М — аустенит, бейнит, мартенсит; у — дистанция от оси шва)

Такое поведение объясняется тем, что ниже $T = \sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ скорость охлаждения практически совпадает для всех трех термических циклов (рис. 2, б), отличие в скоростях охлаждения находится в высокотемпературной области выше $700\text{...}800\text{ }^{\circ}\text{C}$. В зоне бейнитного превращения скорость охлаждения металла изменяется с $\partial T/\partial t = -180\text{...} -200\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ на входе в нее до $\partial T/\partial t = -50\text{...} -75\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ на переходе в зону мартенситного превращения. Экспериментальные исследования показали, что участки перегрева и нормализации ЗТВ имеют бейнитно-мартенситную структуру протяженностью $400\text{...}450\text{ мкм}$, в которой в зоне крупного зерна шириной $\sim 60\text{...}75\text{ мкм}$ размер зерна составляет $\sim 30\text{...}50\text{ мкм}$, а в зоне мелкого зерна, шириной $\sim 370\text{...}400\text{ мкм}$, размер зерна $\sim 10\text{...}25\text{ мкм}$ (см. рис. 1, в, г, рис. 3).

а)



б)

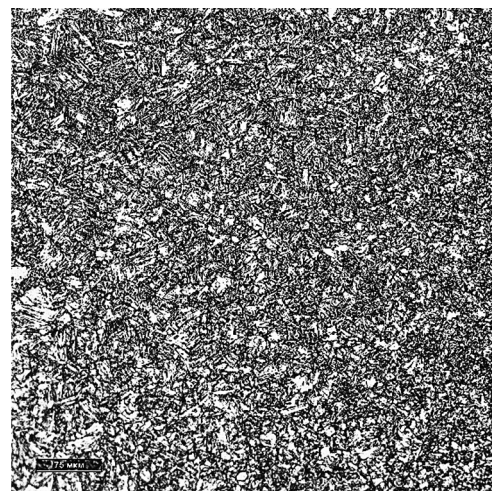


Рис. 3. Бейнитно-мартенситная структура в зонах перегрева и нормализации в верхней части $z/H = 0,1$ сварного соединения:
а — зона крупного зерна; б — зона мелкого зерна

При рассмотрении структурно-фазового изменения металла шва и ЗТВ по глубине (рис. 4, а, в–г, рис. 5, а, в–г) расчеты показали, что во всех трех исследуемых зонах происходит уменьшение бейнитной составляющей и увеличение мартенситной с ростом глубины. Это связано с увеличением скоростей охлаждения по глубине сварного соединения. Кроме того, выравнивание скорости охлаждения в области бейнитно-мартенситного превращения наступает при $T = 300\text{...}350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4, б, 5, б). Поэтому в этой зоне скорости охлаждения металла для точек на разной глубине существенно различаются, что ведет к более существенному изменению соотношения долей бейнита и мартенсита, чем в поперечном направлении шва. Так, например, в зоне перегрева ЗТВ на глубине $z/H = 0,1$, на входе в зону бейнитного превращения, скорость охлаждения металла составляет $\partial T/\partial t = -200\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, на глубине $z/H = 0,6$ увеличивается до $\partial T/\partial t = -300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, а на глубине $z/H = 0,8$ составляет $\partial T/\partial t = -600\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Аналогичная картина наблюдается в зоне нормализации, где скорость охлаждения на этих же глубинах составляет $\partial T/\partial t = -170, -250, -550\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ соответственно. При этом скорость изменения соотношения долей бейнита и мартенсита увеличивается в пользу мартенсита с ростом глубины положения рассматриваемой точки. На глубине шва более $z/H = 0,8$ объемная доля мартенсита становится равной единице для всех трех зон. В зоне мартенситного превращения скорости охлаждения на входе в зону изменяются от $\partial T/\partial t = -70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ при $z/H = 0,1$ до $\partial T/\partial t = -170\text{...} -200\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ на глубине $z/H = 0,8$ и далее уменьшаются во времени.

На участки ЗТВ перегрева и нормализации в средней части сварного соединения на глубине $z/H = 0,6$ (рис. 6, а, б) имеют бейнитно-мартенситную структуру протяженностью $300\text{...}320\text{ мкм}$. В зоне крупного зерна шириной $60\text{...}75\text{ мкм}$ размер зерна составляет $50\text{...}70\text{ мкм}$. Зона мелкого зерна имеет ширину $240\text{...}250\text{ мкм}$ с размером зерна в диапазоне $10\text{...}25\text{ мкм}$.

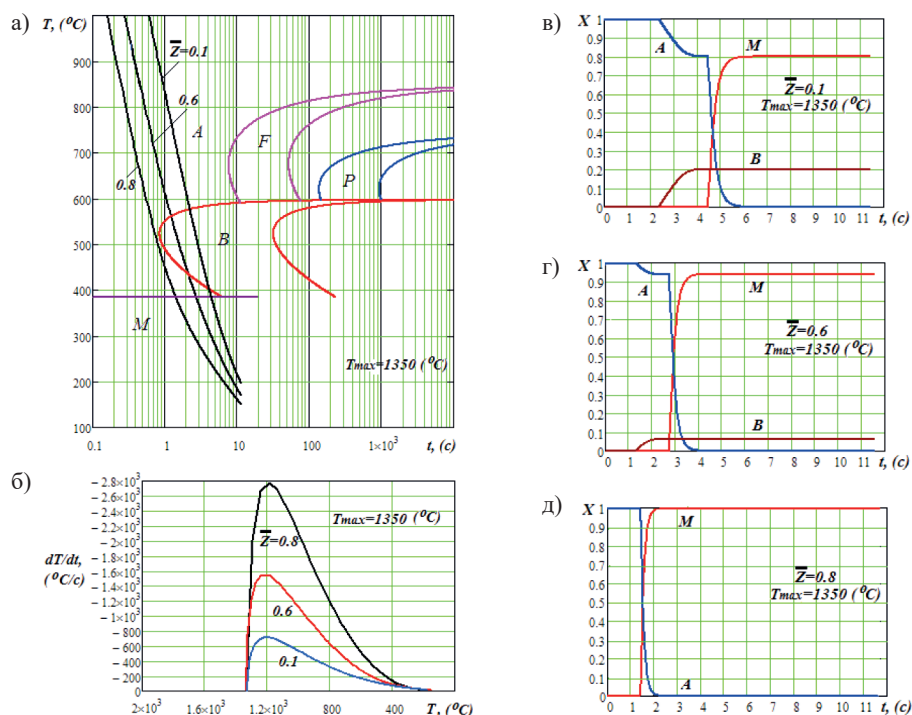


Рис. 4. Примеры расчетов структурных диаграмм

для термических циклов в ЗТВ (зона перегрева) по глубине шва:

а — изотермическая диаграмма распада аустенита стали 10XCHD с термическими циклами;

б — скорости охлаждения в ЗТВ по глубине z/H ;

в–д — структурные диаграммы для термических циклов в ЗТВ по глубине z/H

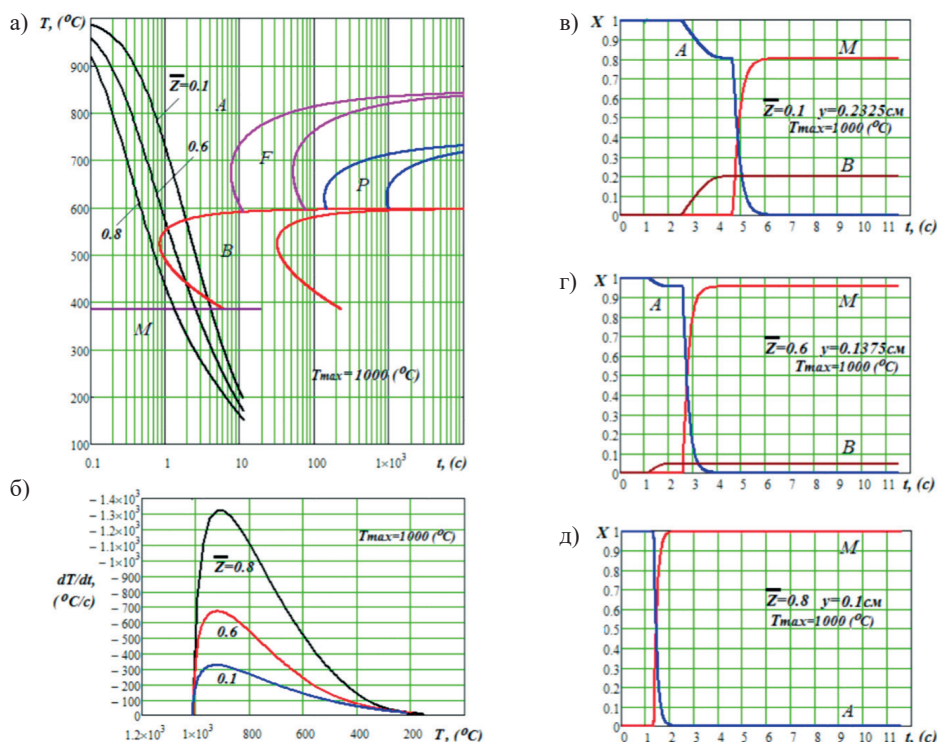


Рис. 5. Примеры расчетов структурных диаграмм

для термических циклов в ЗТВ (зона нормализации) по глубине шва:

а — изотермическая диаграмма распада аустенита стали 10XCHD с термическими циклами;

б — скорости охлаждения в ЗТВ по глубине z/H ;

в–д — структурные диаграммы для термических циклов в ЗТВ по глубине z/H

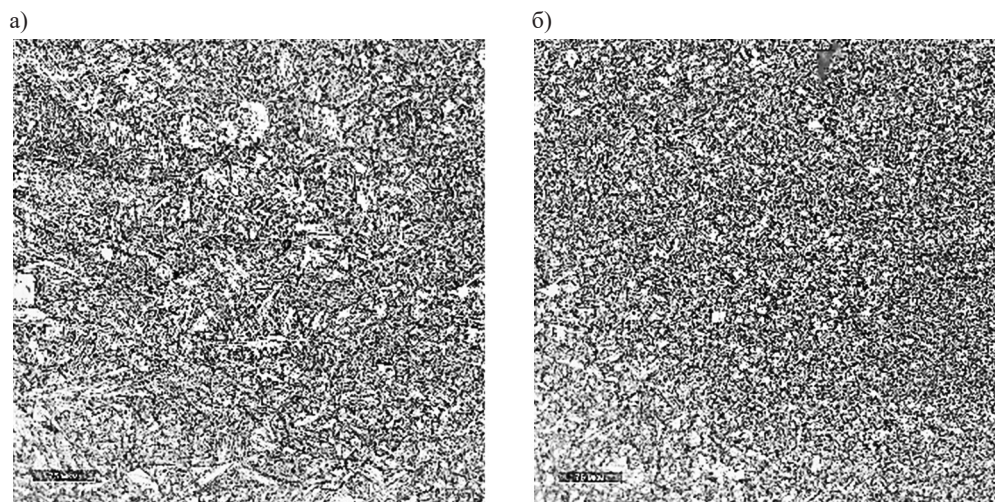


Рис. 6. Бейнитно-мартенситная структура
в зонах перегрева и нормализации в средней части сварного соединения:
а — зона крупного зерна; *б* — зона мелкого зерна.

Результаты исследования показали, что предлагаемый подход к проблеме количественной оценки объемной доли структурно-фазовых составляющих металла шва и ЗТВ позволяет прогнозировать соотношение фаз в различных точках лазерного сварного соединения. Полученные результаты показали, что в направлении, перпендикулярном оси шва, структурно-фазовый состав в количественном соотношении объемной доли бейнита и мартенсита в зоне шва и ЗТВ (зоны перегрева и нормализации) практически не изменяется. В то же время в направлении по глубине шва происходит существенное увеличение объемной доли мартенсита. В корневой части шва и ЗТВ металл имеет целиком мартенситную микроструктуру.

Выводы (Summary)

На основе выполненного исследования можно сделать следующие выводы:

1. На основе численного моделирования тепловых процессов и структурно-фазовых превращений металла шва и ЗТВ, сопровождающих лазерную сварку, предлагается метод количественной оценки объемной доли структурно-фазовых составляющих металла шва и ЗТВ. Суть метода заключается в использовании расчетных кривых термических циклов в интересующих зонах шва и ЗТВ по предложенной тепловой модели лазерной сварки для расчета объемных долей структурных фаз на временном отрезке термического цикла, основанной на построении изотермических ТТТ диаграмм распада аустенита по модели Kirkaldy–Li. Предлагаемый алгоритм расчета позволяет избежать решения уравнения для количества объемной доли структурно-фазовых составляющих металла на каждом шаге вычислений.

2. Результаты расчета показали, что максимальные скорости нагрева и охлаждения в выбранных точках при переходах из каждой зоны в соседнюю по направлению к центру шва на одной и той же глубине сварного соединения приводят к их возрастанию в 1,7–2,5 раза. В зоне нормализации в точке $z/H = 0,1$ с максимальной температурой цикла $T_{\max} = 1000$ °C максимальные скорости нагрева и охлаждения имеют значения 4200 °C/c и –320 °C/c соответственно. Переход в зону перегрева с $T_{\max} = 1350$ °C увеличивает максимальные скорости до ~7000 °C/c и –720 °C/c, а переход в зону шва с $T_{\max} = 1900$ °C повышает их до ~17000 °C/c и –1700 °C/c. С увеличением глубины максимальная скорость нагрева возрастает, а максимальная скорость охлаждения до относительной глубины $z/H = 0,2 \sim 0,25$ от поверхности листа, т. е. в широкой части шва, остается приблизительно постоянной, и только после входа в более узкую часть шва начинает расти. Так, в зоне нормализации на глубине $z/H = 0,8$ максимальные скорости нагрева и охлаждения достигают $\partial T / \partial t_{\max} = 13500$ °C/c и $\partial T / \partial t_{\max} = -1400$ °C/c соответственно.

3. Расчет показал, что в верхней более широкой части сварного соединения до глубины шва $z/H = 0,2 \dots 0,25$ соотношение количества, образующегося бейнита и мартенсита, во всех трех зонах в поперечном направлении сохраняется постоянным: бейнита около 20 % и мартенсита около 80 %. Такое поведение объясняется тем, что ниже температуры, равной $\sim 700^\circ\text{C}$, скорость охлаждения практически совпадает для всех трех термических циклов (см. рис. 2, б), а отличие в скоростях охлаждения находится в высокотемпературной области выше $700 \dots 800^\circ\text{C}$.

4. Выравнивание скоростей охлаждения по глубине сварного соединения в области бейнитно-мартенситного превращения наступает при $T = 300 \dots 350^\circ\text{C}$. Поэтому в зонах перегрева и нормализации скорости охлаждения металла для точек на разной глубине существенно отличаются, что ведет к более существенному изменению соотношения долей бейнита и мартенсита, чем в поперечном направлении шва. Так, например, в зоне перегрева ЗТВ на глубине $z/H = 0,1$ на входе в зону бейнитного превращения скорость охлаждения металла составляет с $\partial T/\partial t = -200^\circ\text{C}/\text{с}$, на глубине $z/H = 0,6$ она увеличивается до $\partial T/\partial t = -300^\circ\text{C}/\text{с}$, а на глубине $z/H = 0,8$ составляет $\partial T/\partial t = -600^\circ\text{C}/\text{с}$. Аналогичная картина наблюдается в зоне нормализации, где скорость охлаждения на этих же глубинах составляет $\partial T/\partial t = -170, -250, -550^\circ\text{C}/\text{с}$ соответственно. Соотношения долей бейнита и мартенсита увеличивается в пользу мартенсита с ростом глубины положения рассматриваемой точки. На глубине шва больше $z/H = 0,8$ объемная доля мартенсита становится равной единице для всех трех зон.

5. Экспериментальные исследования подтвердили, что участки перегрева и нормализации ЗТВ имеют бейнитно-мартенситную структуру. В верхней части шва в зоне перегрева и нормализации протяженностью $400 \dots 450$ мкм в зоне крупного зерна шириной $\sim 60 \dots 75$ мкм размер зерна составляет $\sim 30 \dots 50$ мкм, а в зоне мелкого зерна шириной $\sim 370 \dots 400$ мкм размер зерна $\sim 10 \dots 25$ мкм. Участки ЗТВ перегрева и нормализации в средней части сварного соединения на глубине $z/H = 0,6$ имеют также бейнитно-мартенситную структуру протяженностью $300 \dots 320$ мкм. В зоне крупного зерна шириной $60 \dots 75$ мкм размер зерна составляет $50 \dots 70$ мкм. Зона мелкого зерна имеет ширину $240 \dots 250$ мкм с размером зерна в диапазоне $10 \dots 25$ мкм. Сварное соединение на глубине больше $z/H = 0,8$ имеет мартенситную структуру в зоне шва и участках перегрева и нормализации ЗТВ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Shipbuilding companies see the future in lasers [Электронный ресурс]. — Режим доступа: http://www.inngulaser.net/a/NEWS_CENTER/Industry_News/131.html (дата обращения: 05.06.2023).
2. Oliveira A. Implementation of new production processes in panel's line / A. Oliveira, J. M. Gordo // Maritime Transportation and Harvesting of Sea Resources. — 2018. — Pp. 763–773.
3. Steshenkova N. A. Laser technologies in modern shipbuilding / N. A. Steshenkova, N. A. Nosyrev // Laser in Manufacturing Conference. — Munich, 2017.
4. Wei H. L. Fusion zone microstructure and geometry in complete-joint-penetration laser-arc hybrid welding of low-alloy steel / H. L. Wei, J. J. Blecher, T. A. Palmer, T. Debroy // Welding Journal. — 2015. — Vol. 94. — Is. 4. — Pp. 135–144.
5. Chen L. Numerical and experimental investigation on microstructure and residual stress of multi-pass hybrid laser-arc welded 316L steel / L. Chen, G. Mi, X. Zhang, C. Wang // Materials & Design. — 2019. — Vol. 168. — Pp. 107653. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107653.
6. Касаткин О. Г. Расчетные модели для определения критических точек стали / О. Г. Касаткин, Б. Б. Винокур // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1984. — № 1. — С. 20–22.
7. Lehto P. EBSD datasets for low-alloy steel weld metals — Arc, Laser, and Laser-hybrid welding / P. Lehto // Zenodo. — 2021. DOI: 10.5281/zenodo.5054204.
8. Григоренко Г. М. Прогнозирование температур фазовых превращений аустенита в высокопрочных низколегированных сталях / Г. М. Григоренко, В. А. Костин // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 1. — С. 33–39.
9. Ольшанская Т. В. Выбор основных критериев термического цикла для методов прогнозирования структуры сварных швов при электронно-лучевой сварке / Т. В. Ольшанская, Е. М. Федосеева // Вестник

Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. — 2019. — Т. 21. — № 2. — С. 73–81. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.2.09.

10. Макаrchук *Н. В.* Моделирование формирования первичной макроструктуры сварного шва при лазерной сварке / Н. В. Макаrchук, А. В. Макаrchук, 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.

11. Kirkaldy *J. S.* Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels / J. S. Kirkaldy // Proceedings of the International Conference on Phase Transformation in Ferrous Alloys, 1983. — AIME: New York, 1984. — Pp. 125–148.

12. Kirkaldy *J. S.* Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications / J. S. Kirkaldy // Scandinavian Journal of Metallurgy. — 1991. — Vol. 20. — Pp. 50.

13. Li *M. V.* A computational model for the prediction of steel hardenability / M. V. Li, D. V. Niebuhr, L. L. Meekisho, D. G. Atteridge // Metallurgical and Materials transactions B. — 1998. — Vol. 29. — Pp. 661–672. DOI: 10.1007/s11663-998-0101-3.

14. Liu *S.* Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure / S. Liu, G. Mi, F. Yan, C. Wang, P. Jiang // Optics & Laser Technology. — 2017. — Vol. 94. — Pp. 59–67. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.

15. Gorni *A. A.* Steel forming and heat treating handbook / A. A. Gorni. — 2015. DOI: 10.13140/RG.2.1.1695.9764.

16. Celada-Casero *C.* The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels / C. Celada-Casero, J. Sietsma, M. J. Santofimia // Materials & Design. — 2019. — Vol. 167. — Pp. 107625. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107625.

REFERENCES

1. Shipbuilding companies see the future in lasers. Web. 5 Jun. 2023 <http://www.inngulaser.net/a/NEWS_CENTER/Industry_News/131.html>.

2. Oliveira, A., and J. M. Gordo. “Implementation of new production processes in panel’s line.” *Maritime Transportation and Harvesting of Sea Resources* (2018): 763–773.

3. Steshenkova, Natalia A., and Nikolay A. Nosyrev. “Laser technologies in modern shipbuilding.” *Lasers in Manufacturing Conference*. Munich, 2017.

4. Wei, H. L., J. J. Blecher, T. A. Palmer, and T. Debroy. “Fusion zone microstructure and geometry in complete-joint-penetration laser-arc hybrid welding of low-alloy steel.” *Welding Journal* 94.4 (2015): 135–144.

5. Chen, Lin, Gaoyang Mi, Xiong Zhang, and Chunming Wang. “Numerical and experimental investigation on microstructure and residual stress of multi-pass hybrid laser-arc welded 316L steel.” *Materials & Design* 168 (2019): 107653. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107653.

6. Kasatkin, O.G., and B. B. Vinokur. “Raschetnye modeli dlya opredeleniya kriticheskikh toчек stali.” *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* 1 (1984): 20–22.

7. Lehto, Pauli. “EBSD datasets for low-alloy steel weld metals — Arc, Laser, and Laser-hybrid welding.” *Zenodo* (2021). DOI: 10.5281/zenodo.5054204.

8. Grigorenko, G. M., and V. A. Kostin. “Prognozirovanie temperatur fazovykh prevrashchenii austenita v vysokoprochnykh nizkolegirovannykh stalyakh.” *Sovremennaya elektrometallurgiya* 1 (2013): 33–39.

9. Olshanskaya, T.V., and E. M. Fedoseeva. “Selection of the main criteria of the thermal cycle for the predicting methods of the structure of welds at electron-beam welding.” *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science* 21.2 (2019): 73–81. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.2.09.

10. Makarchuk, Natalia V., Alexandra V. Makarchuk, and Vasiliy 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.

11. Kirkaldy, J. S. “Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels.” *Proceedings of the International Conference on Phase Transformation in Ferrous Alloys*. AIME: New York, 1984. 125–148.

12. Kirkaldy, J. S. “Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications.” *Scandinavian Journal of Metallurgy* 20 (1991): 50.

13. Li, M. Victor, David V. Niebuhr, Lemmy L. Meekisho, and David G. Atteridge. “A computational model for the prediction of steel hardenability.” *Metallurgical and Materials transactions B* 29 (1998): 661–672. DOI: 10.1007/s11663-998-0101-3.

14. Liu, Sang, Gaoyang Mi, Fei Yan, Chunming Wang, and Ping Jiang. "Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure." *Optics & Laser Technology* 94 (2017): 59–67. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.

15. Gorni, Antonio. *Steel forming and heat treating handbook*. 2015. DOI: 10.13140/RG.2.1.1695.9764.

16. Celada-Casero, Carola, Jilt Sietsma, and Maria Jesus Santofimia. "The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels." *Materials & Design* 167 (2019): 107625. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107625.

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 23 июня 2023 г.

Received: June 23, 2023.