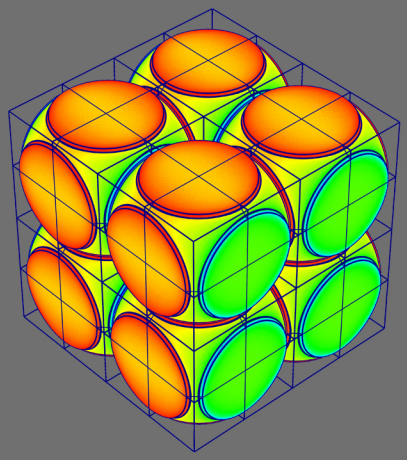
ISSN 2309-3684



Математическое моделирование и численные методы

Исаев В.И., Черепанов А.Н., Шапеев В.П. Исследование влияния смачиваемости и концентрации модифицирующих наночастиц на структуру шва при лазерной сварке алюминиевого сплава. Математическое моделирование и численные методы, 2023, No 1, с. 81–91.

Источник: https://mmcm.bmstu.ru/articles/303/

Параметры загрузки:
IP: 216.73.216.140
11.11.2026 10:00:15

УДК 519.6:621.791.05+544.015.4 DOI: 10.18698/2309-3684-2023-1-8191

Исследование влияния смачиваемости и концентрации модифицирующих наночастиц на структуру шва при лазерной сварке алюминиевого сплава

© В.И. Исаев[1], А.Н. Черепанов[1], В.П. Шапеев[1,2]

[1]ИТПМ СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия
[2]Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Россия

Предложена самосогласованная термокинетическая модель кристаллизации бинарного сплава в сварочном шве, модифицированного наноразмерными инокуляторами, введенными в сварочную ванну при лазерной сварке. Сформулированная комплексная модель процесса сварки однородных металлов описывает теплофизические процессы формирования макроскопических параметров сварного шва, его структуру в зависимости от режимов сварки и свойств наномодифицирующих порошков (краевого угла смачиваемости, концентрации модифицирующей добавки). Она основана на теплофизической модели воздействия лазерного излучения на металл при лазерной сварке металлических пластин, дополненной неравновесной моделью гетерогенного зарождения и роста кристаллической фазы на введенных в сварочную ванну модифицирующих наночастицах в процессе остывания и кристаллизации расплава в сварочном шве. Применением метода коллокации и наименьших квадратов проведено численное моделирование сварки встык пластин из бинарного сплава алюминия. Приведены поле температуры в изделии в процессе сварки, форма поперечного сечения шва, совпадающая с формой поперечного сечения сварочной ванны, и количественные характеристики его кристаллической структуры, полученные в результате моделирования. Исследовано влияние краевого угла смачивания наночастиц расплавом и их массовой концентрации на характерный размер кристаллического зерна в сварочном шве.

Ключевые слова: *численное моделирование, лазерная сварка, сплав алюминия, наноразмерные тугоплавкие частицы, модифицирование, сварочный шов, кристаллизация*

Введение. Основные принципы технологии обработки металлов и сплавов порошками из наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений в литейном и сварочном производствах достаточно подробно изложены в ряде монографий [1, 2, 3]. Было установлено, что модифицирующий эффект измельчения зерна в кристаллической структуре обработанного металла в значительной степени зависит от состава, количества и смачиваемости вводимых в его расплав тугоплавких наночастиц. Значительное число работ, посвященных теоретическому исследованию сварки металлов, базируется на квазиравновесном подходе для описания теплофизических процессов плавления и затвердевания сплава в сварочном шве [3–8]. При этом вопросы структурообразования в затвердевающем расплаве остаются

вне рассмотрения. Для моделирования процессов гетерогенного зародышеобразования на активированных нанозатравках и последующего массового роста кристаллической фазы в инокулированных сплавах необходимо создание неравновесных физических моделей, на основе которых можно проводить численный анализ основных закономерностей зарождения твердой фазы и формирования кристаллической структуры шва в зависимости от капиллярных и размерных параметров и концентрации вводимых в расплав наночастиц.

В данной работе используется разработанная авторами теплофизическая 3D-модель лазерной сварки металлических пластин, дополненная неравновесной моделью гетерогенного зарождения и роста кристаллической фазы на модифицирующих наночастицах, введенных в сварочную ванну. Целью работы является создание комплексной модели процесса сварки однородных металлов, описывающей теплофизические процессы формирования макроскопических параметров сварного шва и его зеренной структуры в зависимости от режимов сварки и свойств наномодифицирующих порошков: краевого угла смачиваемости, концентрации модифицирующей добавки.

Описание модели сварки. Схема сварки. Рассматривается сварка встык двух пластин из бинарного сплава алюминия Al+6,5% Si, имеющих форму прямоугольных параллелепипедов. Пластины могут быть частями более сложной конструкции. Симметрично относительно линии стыка на верхней поверхности пластин нанесен слой клеевой композиции, содержащей порошок модифицирующих тугоплавких наночастиц. Вдоль стыка движется луч лазера с постоянной скоростью сварки V_w. Начало подвижной системы декартовых координат (x, y, z) расположена в плоскости верхней поверхности пластин, к ней перпендикулярно вниз направлена ось z, с которой совпадает ось лазерного луча. Ось x направлена против направления движения луча, а ось y перпендикулярна стыку (рис. 1).

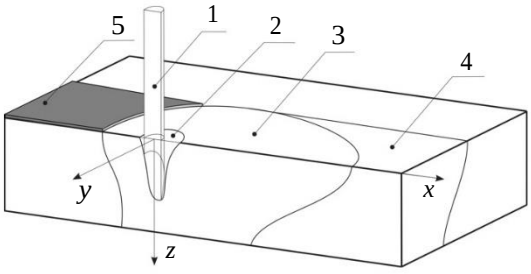


Рис. 1. Схема лазерной сварки:
1 — луч; 2 — парогазовый канал;
3 — ванна с жидким сплавом; 4 — сварочный шов;
5 — слой композиции с тугоплавкими наночастицами

Модель сварки. Считаем, что мощность лазера выше критической, при которой в зоне непосредственного действия луча на пластины образуется паровой канал (кинжальное проплавление). Его глубина и форма зависят от параметров режима сварки: мощности лазера, положения его фокального пятна, скорости сварки V_w. Здесь используется самосогласованная модель парового канала, расчетная схема которого описана в [9 –12] и других публикациях авторов. Используемая далее модель кристаллизации сплава следует ее теории, изложенной в [13, 14] и других работах.

В расчетной области присутствуют жидкая, двухфазная и твердая фазы сплава. Для упрощения модели и алгоритма расчета в данном ее варианте во всей подобласти, занятой конкретной фазой сплава, берем значения ее теплофизических параметров, осредненные в рассматриваемых диапазонах температуры, индивидуально для каждой фазы. Под воздействием высокой температуры луча компоненты клея в модифицирующей композиции испаряются, а хорошо смачиваемые наночастицы под действием конвекции расплава практически равномерно распределяются по всему объему сварочной ванны.

Процесс теплопереноса внутри пластин в различных зонах области сварки описывается решением 3D-уравнения теплопроводности

$$c\rho V_w \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}\right) + \rho \kappa V_w \frac{\partial f_s}{\partial x}, \qquad (1)$$

где T — температура металла, c, λ, ρ — удельная теплоемкость, теплопроводность и плотность материалов в рассматриваемой области, κ — теплота фазового перехода, f_s — объемная доля твердой фазы. Используемая для расчетов теплофизическая модель, основана на решении краевой задачи для уравнения (1). В ней распределение интенсивности излучения в поперечном сечении луча лазера моделируется функцией Гаусса. Воздействие лазера на материал пластин, теплообмен зоны сварки с периферией и окружающим пространством моделируется краевыми условиями для уравнения (1) [12, 13]. В рассматриваемом здесь случае для краткости и во избежание повтора детали теплофизической модели, которые можно найти в упомянутых выше публикациях, опустим.

Основные соотношения, описывающие кристаллизацию сплава. Численное решение задачи отыскивается в итерационном процессе. Для этого во всей расчетной области изделия задается некоторое начальное приближение: $T(0) = T_0$, $f_s = 1$. Сначала под воздействием лазера идет разогрев изделия до установления значений температуры в нем в результате теплопереноса от зоны сварки на периферию. На каждой итерации границы парового канала, сварочной

ванны, двухфазной зоны определяются по соответствующим изотермам в рассчитанном поле температуры. Границы сварочной ванны определяются изотермой ликвидуса $T = T_{l0}$. За задней границей ванны расположена тонкая двухфазная зона, в которой сплав охлаждаются. Она замыкается изотермой эвтектики $T = T_e$. В ней частицы сплава движутся плоскопараллельно. Время пребывания каждой частицы в этой зоне равно длине пути $x_{l0}(y,z) \le x \le x_e(y,z)$, пройденной ею между изотермами T_{l0} и T_e и деленной на скорость сварки V_w. Для расчета роста твердой фазы на нанозатравках здесь используется модель, достаточно подробно описанная в [13−16]. При достижении критического переохлаждения ΔT в двухфазной зоне происходит спонтанное зарождение и рост твердой фазы на введенных наночастицах, описывающееся соотношениями (2)–(5), которые учитываются на каждой итерации. Кроме расчета распределения температуры в изделии, реализация модели кристаллизации сводится к последовательному вычислению на каждой итерации цепочки величин, связанных с фазовыми превращениями: переохлаждением расплава, скорости зародышеобразования, роста твердой фазы, характерного размера макрозерна. Использованные для этого здесь формулы, промежуточные величины и физические параметры приведены в [13−16]. Заметим, что в данной трехмерной задаче поверхности изотерм двумерны и криволинейны. Для изотермы с конкретным значением температуры задание значений двух независимых переменных (y,z) определяет значение третьей переменной x. Здесь это отличие учтено в записи использованных из [13− 17] формул и расчетах по ним. Функция $f_s(x,y,z)$ в (1) описывает тепловыделение и характеризует собой распределение доли твердой фазы в двухфазной зоне и определяется соотношениями, записанными для 3D модели:

$$f_s(x,y,z) = \frac{1}{V_w} \int\limits_{x_{l0}(y,z)}^{x} I(\xi,y,z)\,\bigl(1 - f_s(\xi,y,z)\bigr)\,V_s(\xi,y,z)\,d\xi, \qquad (2)$$

$$I = K_n(m_p)\,\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{k_B T}\right),$$

$$\Delta G^* = \frac{\pi}{3}\,\sigma_{12}^{\infty} R_0^2 \left(1 - \frac{6\delta}{R_0}\right)(1-\cos\theta)^2\,(2+\cos\theta), \qquad (3)$$

$$V_s(x,y,z) = \frac{4\pi}{3}\left[\left(R_0 + \frac{K_v}{V_w} \int\limits_{x_{l0}(y,z)}^{x} \Delta T\,d\xi\right)^3 - R_0^3\right], \qquad (4)$$

$$\Delta T = T_A - \beta C_0 (1 - f_s)^{1-k} - T.$$

Здесь $I(x, y, z)$ — скорость гомогенного образования зародышей кристаллов, ΔG^* — энергия Гиббса критического зародыша, V_s, K_v, ΔT — объем твердой фазы на нанозатравке, кинетическая константа роста [14], локальное переохлаждение расплава соответственно, R_0 — начальный радиус зародыша несколько превышающий критический для устойчивого роста твердой фазы, T_A, β, C_0, k — температура плавления сплава, угол наклона линии ликвидуса на диаграмме состояния сплава, концентрация примесного компонента, коэффициент распределения соответственно. Вид зависимости коэффициента $K_v(m_p)$ от массовой концентрации затравок в расплаве m_p и других физических параметров приведен в [13, 14].

Число кристаллов, сформировавшихся при охлаждении сплава от температуры начала кристаллизации $T(x_{l0}, y_{l0}, z_{l0})$ до температуры эвтектики $T(x_e, y_e, z_e)$, определим по формуле:

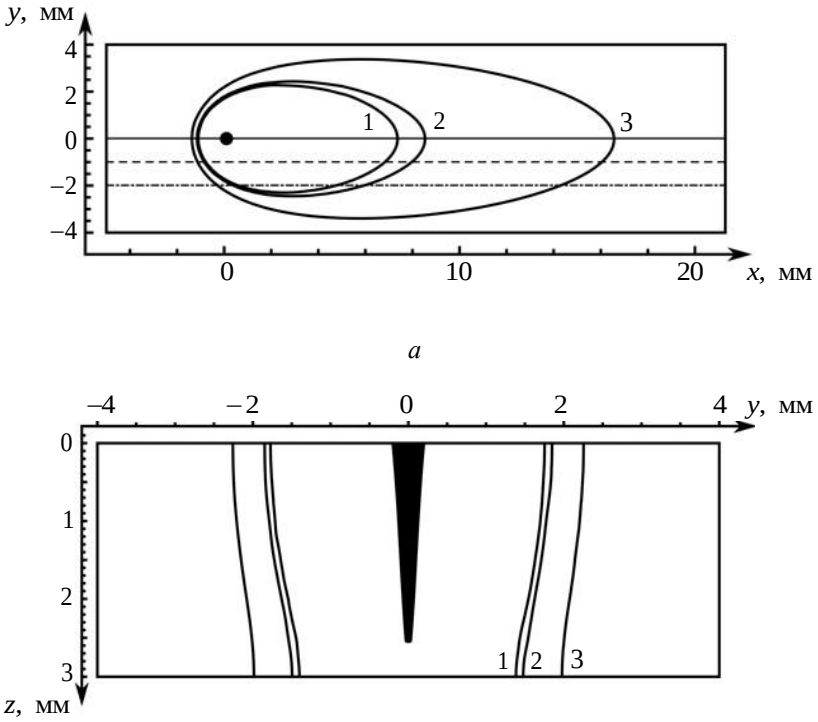
$$N(x, y, z) = \int_{x_{l0}(y,z)}^{x} I(\xi, y, z)\big(1 - f_s(\xi, y, z)\big)\, d\xi.$$

При остывании сплава ниже температуры эвтектики не образуются новые зародыши кристаллов. Характерный размер зерна d в сварочном шве оценим как $d = N^{-1/3}$. Таким образом, задача свелась к решению системы интегро-дифференциальных уравнений (1) и (2) с приведенным в [11, 12] краевыми условиями теплообмена на поверхности парового канала, на верхней и нижней поверхностях пластин, на их торцах и боковых гранях с учетом соотношений (3), (4) в двухфазной зоне. Все интегралы, входящие в численный алгоритм, здесь подсчитывались по формуле трапеций.

Для реализации предложенной модели применен консервативный вариант метода коллокации и наименьших квадратов (КНК) численного решения на адаптивных сетках краевых задач для уравнений с частными производными [12]. При этом, как и ранее, использован итерационный метод расчета, в котором в сходящемся процессе итераций, начиная с некоторых заданных начальных значений, подлежащих определению величин. В области решения в окрестности луча лазера имеют место большие градиенты температуры, а в узкой двухфазной зоне — большие градиенты величины $N(x)$. Применение адаптивной сетки, как это было показано ранее [12], позволяет при использовании относительно небольших вычислительных средств получать сходящееся численное решение задачи. Итерации заканчиваются, когда устанавливается положение всех изотерм.

Результаты расчетов процесса кристаллизации. Некоторые результаты моделирования сварки пластин толщиной $h = 3$ мм из бинарного сплава Al + 6,5% Si, модифицированного частицами TiN, при скорости сварки $V_w = 3,5$ м/мин и мощности лазера $W = 3,1$ кВт приведены на рис. 2…4. Отдельные формулы модели взяты согласно [12], значения физических параметров сплава и наночастиц — из [18–21] и справочников, указанных в них.

На рис. 2 представлены изотермы в зоне сварки на верхней поверхности пластин и в поперечном сечении $x = 0$. Область между изотермами затвердевания 1 и 2 (рис. 2*а*) характеризует морфологию двухфазной зоны, а наибольший размер по y области, ограниченной изотермой 2, — ширину шва на поверхности свариваемых пластин, темная область на рис. 2*б* представляет паровой канал.



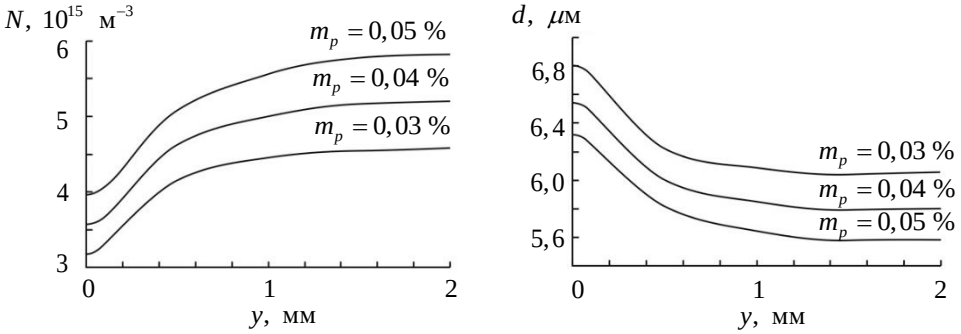
а

б

Рис. 2. Распределение температуры, черным цветом обозначен паровой канал; изотермы: 1 — 887 К (T_{l0}); 2 — 850 К (T_e); 3 — 700 К: *а* — на верхней поверхности платин $(z = 0)$; *б* — в сечении $(x = 0)$

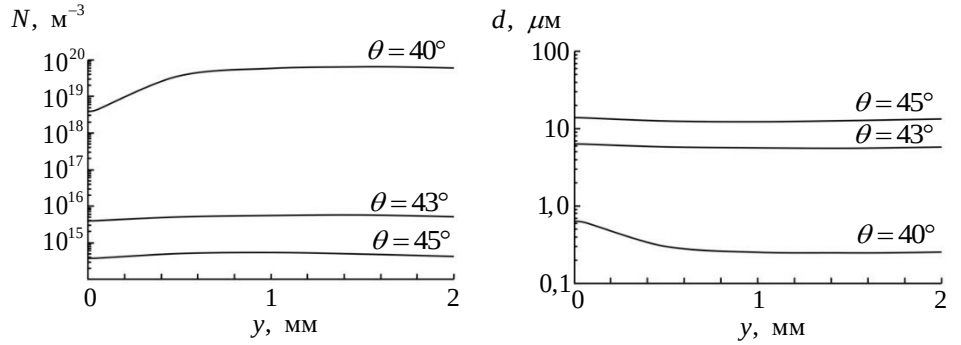
Рис. 3 и рис. 4 характеризуют влияние краевого угла смачивания θ и массовой концентрации m_p наночастиц на дисперсность кристаллической структуры в сварном шве. Увеличение величины концентрации

m_p и смачиваемости (уменьшения угла θ) нанозатравок приводит к возрастанию дисперсности кристаллической структуры (уменьшению размера зерна). Наибольшее влияние здесь оказывает смачиваемость затравок расплавом.



а *б*

Рис. 3. Распределение числа кристаллов и характерного размера зерна в сварочном шве на верхней поверхности пластин для разных значений массовой концентрации m_p затравок в расплаве при $\theta = 43°$:
а — N, 10^{15} м$^{-3}$; *б* — d, μм



а *б*

Рис. 4. Распределение числа кристаллов и характерного размера зерна в сварочном шве на верхней поверхности пластин $(z = 0)$ при разных значениях угла смачивания θ и $m_p = 0,05$ % по массе:
а — N, м$^{-3}$; *б* — d, μм

Заключение. Разработана самосогласованная термокинетическая модель кристаллизации бинарного сплава, модифицированного наноразмерными инокуляторами, при лазерной сварке. Модель описывает теплофизические процессы формирования сварного шва и внутренней структуры сплава с учетом процессов зарождения и массового роста

кристаллов в процессе сварки. С использованием метода коллокации и наименьших квадратов проведено численное моделирование сварки пластин из сплава алюминия Al + 6,5% Si. Исследовано влияние краевого угла смачивания наночастиц расплавом и их массовой концентрации на характерный размер кристаллического зерна. Установлено, что наибольшее влияние на скорость зародышеобразования и размер зерна оказывает смачиваемость наночастиц. Это указывает на необходимость тщательного выбора плакирующих материалов и режимов обработки наномодификатора.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда по проекту № 23-21-00499.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Сабуров В.П., Еремин Е.Н., Черепанов А.Н., Миннеханов Г.Н. *Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами*. Омск, Изд-во ОмГТУ, 2002, 212 с.

[2] Москвичев В.В., Крушенко Г.Г., Буров А.Е. и др. *Нанопорошковые технологии в машиностроении*. Красноярск, СФУ, 2013, 185 с.

[3] Lazarova R., Gaydarova V., Manchev M., Manolov V., Petrov R.H., Davidkov A., Alexeev A. Microstructure and mechanical properties of P265GH cast steel after modification with TiCN particles. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, iss. 5, pp. 2734–2741.

[4] Седельников В., Полубояров В. *Влияние нанопорошков на свойства вяжущих и литых заготовок*. Saarbrucken, LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014, 187 с.

[5] Галевский Г.В., Руднева В.В., Юркова Е.К. Наноматериалы и нанотехнологии: оценки, тенденции, прогнозы. Известия высших учебных заведений. *Цветная металлургия*, 2007, № 2, с. 73–76.

[6] Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Каверинский В.В. *Модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошками*. Saarbrucken: LAP Lambert Academic Publishing, 2012, 188 с.

[7] Lazarova R., Bojanova N., Dimitrova R., Manolov V., Panov I. Influence of nanoparticles introducing in the melt of aluminum alloys on castings microstructure and properties. *International Journal of Metalcasting*, 2016, vol. 10. no. 4, pp. 466–476.

[8] Полищук В.А. Математическое моделирование процессов сварки. *Научно-методический электронный журнал «Концепт»*, 2014, т. 20, с. 356–360.

[9] Голубев В.С. Анализ моделей динамики глубокого проплавления материалов лазерным излучением. *Препринт №83 ИПЛИТ РАН*, 1999, с. 199–220.

[10] Kar A., Mazumder J. Mathematical modeling of key-hole laser welding. *Journal of Applied Physics*, 1995, vol. 78, pp. 6353–6360.

[11] Черепанов А.Н., Шапеев В.П. Численное исследование процесса сварки тонких металлических пластин. *Вычислительные технологии*, 2009, т. 14, № 3, с. 93–103.

[12] Isaev V.I., Cherepanov A.N., Shapeev V.P. Numerical study of heat modes of laser welding of dissimilar metals with an intermediate insert. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, vol. 99, pp. 711–720.

[13] Cherepanov A.N., Cherepanova V.K., Bublik V.V. Effect of nanodisperse powders on the spreading and crystallization of a metal drop on a porous substrate. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2022, vol. 34, no. 34, art. no. 344006.

[14] Cherepanov A., Cherepanova V., Manolov V. Heterogeneous nucleation and growth of a solid in a nanomodified alloy. *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 527, art. no. 125251.
[15] Fletcher N.H. Size effect in heterogeneous nucleation. *The Journal of Chemical Physics*, 1958, vol. 29, iss. 3, pp. 572–576.
[16] Tolman R.C. The effect of droplet size on surface tension. *The Journal of Chemical Physics*, 1949, vol. 17, iss. 3, pp. 333–337.
[17] Christian J.W. *The theory of transformations in metals and alloys*. Pergamon Press, Oxford, 1981, 1200 p.
[18] Чиркин В.С. *Теплофизические свойства материалов ядерной техники*. Москва, Атомиздат, 1968, 484 с.
[19] Beletsky V.M., Krivov G.A. *Aluminum alloys. Composition, properties, technology, application*. Kiev, Cominteh, 2005, 365 p.
[20] Зиновьев В.Е. *Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справочник*. Москва, Металлургия, 1989, 382 с.
[21] Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. *Физические величины: справочник*. Москва, Энергоатомиздат, 1991, 1231 с.

Статья поступила в редакцию 23.01.2023

Ссылку на эту статью просим оформлять следующим образом:
Исаев В.И., Черепанов А.Н., Шапеев В.П. Исследование влияния смачиваемости и концентрации модифицирующих наночастиц на структуру шва при лазерной сварке алюминиевого сплава. *Математическое моделирование и численные методы*, 2023, № 1, с. 81–91.

Исаев Вадим Исмаилович — канд. физ.-мат. наук, лаборант, ИТПМ СО РАН. e-mail: isaev.vadim@gmail.com

Черепанов Анатолий Николаевич — д-р физ.-мат. наук, главный научный сотрудник, ИТПМ СО РАН. e-mail: ancher@itam.nsc.ru

Шапеев Василий Павлович — д-р физ.-мат. наук, профессор, главный научный сотрудник, ИТПМ СО РАН, Новосибирский государственный университет. e-mail: shapeev.vasily@mail.ru

Investigation of the effect of wettability and concentration of modifying nanoparticles on the weld structure in laser welding of an aluminum alloy

© V.I. Isaev[1], A.N. Cherepanov[1], V.P. Shapeev[1,2]

[1]Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk, 630090, Russia
[2]Novosibirsk Moscow State University, Novosibirsk, 630090, Russia

We proposed a self-consistent thermokinetic model of binary alloy crystallization in the weld joint modified by nanodimensional inoculators added to the welding pool during the laser weling process. This combined model of laser welding of uniform metals describes thermophysical prcesses of macroscopic properties of the weld joint and its structure depending on welding regimes and properties of nanomodifying powders (capillary angle, powder concentration). It is based on a thermophysical model of the action of the laser

radiation on metal during the laser welding of metallic plates. The simulation is supplemented with a nonequilibrium model of heerogeneous nucleation and the growth of crystalline phase on nanomodifying particles added to the welding pool during the cooling and solidification of alloy in the weld joint. Numerical simulations based on the collocations and least squared methods were performed for butt weling of plates made of a binary aluminum alloy. We calculated the temperature distribution in the plates, the shape of the cross-section of the welding pool, and quantitative properties of its crystal structure. We investigated the effect of the capillary angle and nanomodifying powder concentration on the crystal grain size.

Keywords: *mumerical simulation, laser welding, aluminum alloy, nanomodifying refractory particles, weld joint, crystallization*

REFERENCES

[1] Saburov V.P., Eremin E.N., Cherepanov A.N., Minnekhanov G.N. *Modificirovanie stalej i splavov dispersnymi inokulyatorami* [Modification of steels and alloys by dispersed inoculators]. Omsk, OmSTU Publ., 2002, 212 p.

[2] Moskvichev V.V., Krushenko G.G., Burov A.E. et al. *Nanoporoshkovye tekhnologii v mashinostroenii* [Nanopowder technologies in mechanical engineering]. Krasnoyarsk, SFU Publ., 2013, 185 p.

[3] Lazarova R., Gaydarova V., Manchev M., Manolov V., Petrov R.H., Davidkov A., Alexeev A. Microstructure and mechanical properties of P265GH cast steel after modification with TiCN particles. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, iss. 5, pp. 2734–2741.

[4] Sedelnikov V., Poluboyarov V. *Vliyanie nanoporoshkov na svojstva vyazhushchih i lityh zagotovok* [Influence of nanopowders on the properties of binders and cast blanks]. Saarbrucken, LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014, 187 p.

[5] Galevskii G.V., Rudneva V.V., Yurkova E.K. Nanomaterials and nanotechnologies: assessment, tendencies, and forecasts. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2007, vol. 48, no. 2, pp. 157–160.

[6] Trotsan A.I., Brodetsky I.L., Kaverinsky V.V. *Modificirovanie zhelezouglerodistyh rasplavov dispersnymi poroshkami* [Modification of iron-carbon melts by dispersed powders]. Saarbrucken: LAP Lambert Academic Publishing, 2012, 188 p.

[7] Lazarova R., Bojanova N., Dimitrova R., Manolov V., Panov I. Influence of nanoparticles introducing in the melt of aluminum alloys on castings microstructure and properties. *International Journal of Metalcasting*, 2016, vol. 10. no. 4, pp. 466–476.

[8] Polishchuk V.A. Mathematical modeling of welding processes. *The periodical scientific and methodological electronic journal "Koncept"*, 2014, vol. 20, pp. 356–360.

[9] Golubev V.S. Analiz modelej dinamiki glubokogo proplavleniya materialov lazernym izlucheniem [Analysis of models of dynamics of deep penetration of materials by laser radiation]. *Preprint №83 IPLIT RAN* [Preprint No. 83 of IPLIT RAS], 1999, pp. 199–220.

[10] Kar A., Mazumder J. Mathematical modeling of key-hole laser welding. *Journal of Applied Physics*, 1995, vol. 78, pp. 6353–6360.

[11] Cherepanov A.N., Shapeev V.P. Numerical simulation of thin plates welding. *Computational Technologies*, 2009, vol. 14, no. 3, pp. 93–103.

[12] Isaev V.I., Cherepanov A.N., Shapeev V.P. Numerical study of heat modes of laser welding of dissimilar metals with an intermediate insert. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, vol. 99, pp. 711–720.

[13] Cherepanov A.N., Cherepanova V.K., Bublik V.V. Effect of nanodisperse powders on the spreading and crystallization of a metal drop on a porous substrate. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2022, vol. 34, no. 34, art. no. 344006.
[14] Cherepanov A., Cherepanova V., Manolov V. Heterogeneous nucleation and growth of a solid in a nanomodified alloy. *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 527, art. no. 125251.
[15] Fletcher N.H. Size effect in heterogeneous nucleation. *The Journal of Chemical Physics*, 1958, vol. 29, iss. 3, pp. 572–576.
[16] Tolman R.C. The effect of droplet size on surface tension. *The Journal of Chemical Physics*, 1949, vol. 17, iss. 3, pp. 333–337.
[17] Christian J.W. *The theory of transformations in metals and alloys*. Pergamon Press, Oxford, 1981, 1200 p.
[18] Chirkin V.S. *Teplofizicheskie svojstva materialov yadernoj tekhniki* [Thermophysical properties of nuclear engineering materials]. Moscow, Atomizdat Publ., 1968, 484 p.
[19] Beletsky V.M., Krivov G.A. *Aluminum alloys. Composition, properties, technology, application*. Kiev, Cominteh, 2005, 365 p.
[20] Zinoviev V.E. *Teplofizicheskie svojstva metallov pri vysokih temperaturah: spravochnik* [Thermophysical properties of metals at high temperatures: a reference book]. Moscow, Metallurgy Publ., 1989, 382 p.
[21] Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovsky A.M. et al. *Fizicheskie velichiny: spravochnik* [Physical quantities: a reference book]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1991, 1231 p.

Isaev V.I., Cand. Sci. (Phys. — Math.), laboratory assistant, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS. e-mail: vadim@gmail.com

Cherepanov A.N., Dr. Sci. (Phys. — Math.), chief scientific officer, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS. e-mail: ancher@itam.nsc.ru

Shapeev V.P., Dr. Sci. (Phys. — Math.), Professor, chief scientific officer, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk Moscow State University. e-mail: shapeev.vasily@mail.ru