
ПРОГРАММНОЕ
ОБЕСПЕЧЕНИЕ

УДК 548.55

ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ

© 2019 г. М. Д. Хоменко^{1,*}, Ф. Х. Мирзаде¹, В. Г. Низьев¹

¹ Институт проблем лазерных и информационных технологий, филиал ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН,
Шатура, Россия

*E-mail: hmd@laser.ru

Поступила в редакцию 20.06.2017 г.

После доработки 20.06.2017 г.

Принята к публикации 20.06.2017 г.

Самосогласованная численная модель, включающая в себя теплопроводность, гидродинамику и кинетику фазового перехода, разработана для лазерной наплавки с коаксиальной инжекцией порошка. Свободный программный пакет вычислительной гидродинамики OpenFoam используется для численного исследования аддитивного процесса. Программа S-CLSVOF адаптирована для численного моделирования тепломассопереноса и движения свободной поверхности ванны расплава. Уравнение Колмогорова–Джонсона–Мейла–Аврами используется для моделирования фазового перехода в условиях неравномерного распределения температуры на подложке. Микроструктура наплавленного слоя исследуется с точки зрения зависимости от параметров процесса. Показано, что высокая скорость сканирования приводит к более мелкой структуре наплавленного слоя. Результаты могут быть использованы для создания карты процесса наплавки.

DOI: 10.1134/S0023476119040301

ВВЕДЕНИЕ

Порошки жаропрочных сплавов находят широкое применение для ремонта деталей газотурбинных двигателей методом лазерной газопорошковой наплавки [1, 2]. Большинство исследований микроструктуры наплавки основано на анализе экспериментальных срезов [3, 4], однако такие исследования крайне затруднительны и дороги. Применяются также неразрушающие методы обнаружения дефектов [5]. Поиск оптимальных режимов процесса получения бездефектного материала и изделий, сравнимых по качеству с литейными формами, требует глубокого понимания физических процессов и явлений. Разработка физико-математических моделей с применением численных методов позволяет эффективно исследовать и оптимизировать процесс лазерной наплавки.

К моделированию микроструктуры при лазерной наплавке широко применяют мультимасштабный подход [6, 7], при котором температурную историю, рассчитанную в макромасштабе, используют для расчета на микроуровне. Часто используют метод фазового поля, который дает представление о форме и размерах получаемых зерен. Метод довольно сложный, а для реальной качественной оценки микроструктуры часто достаточно знать средний размер зерна получаемо-

го изделия, что открывает возможность применения более простых моделей.

Целью настоящей работы было параметрическое исследование лазерной наплавки порошков жаропрочных сплавов для построения микроструктурной карты процесса. Такая карта дает возможность ориентироваться в широком диапазоне различных параметров и эффективно находить оптимальные режимы воздействия. Для расчета микроструктуры использовано адаптированное уравнение Колмогорова–Джонсона–Мейла–Аврами [8], решение которого согласуется с уравнениями гидродинамического переноса тепла и свободной поверхности наплавляемого валика.

ОСНОВНЫЕ УРАВНЕНИЯ

За основу макромодели взята модель [9]. Основными движущими силами являются поверхностные термокапиллярные и капиллярные силы [10], которые в уравнении скорости выступают как объемные источники [11]. Для слежения за свободной границей раздела металл–газ используют метод, опубликованный в [12] и верифицированный в [13] для многофазных сред с термокапиллярными силами. Для согласования уравнения моментов и давления применяют алгоритм PISO [14]. Считают, что плавление происходит

изотермически, а гидродинамику движения в переходных областях можно моделировать при помощи введения пористого слоя [15]. Предполагают, что только жидкая ванна расплава захватывает порошок. Систему уравнений разработанной самосогласованной модели лазерной наплавки можно представить в следующем виде.

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla(\rho u) = 0. \quad (1)$$

Уравнение теплопроводности:

$$\begin{aligned} c\rho \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla(c\rho u T) = \operatorname{div}(\lambda \nabla T) + \alpha_{\text{beam}} q \delta(\varphi) + \\ + \rho(1 - f_l) \Delta c \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \frac{\partial f_l}{\partial t}. \end{aligned} \quad (2)$$

Уравнение количества движения:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \rho u_i}{\partial t} + \nabla(\rho u u_i) = \operatorname{div}(\mu \nabla u_i) - \\ - \frac{C_{\text{big}}(1 - f_l)^2}{f_l^3 + C_{\text{small}}} - \frac{\partial p}{\partial i} + \nabla T \frac{\partial \sigma}{\partial t} \mathbf{i}. \end{aligned} \quad (3)$$

Уравнение для свободной поверхности:

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} + \nabla(u \alpha) = F_{\text{powder}} |\nabla \alpha|. \quad (4)$$

Здесь t — время, p — давление, T — температура, c — теплоемкость, ρ — плотность, λ — теплопроводность, f_l — объемная доля жидкой фазы, u_i — компонента скорости жидкости по соответствующей оси ($i = x, y, z$), μ — вязкость, α — функция VOF (*Volume of Fluid Method*) для свободной поверхности, F_{powder} — скорость движения свободной поверхности за счет добавления порошка, C_{big} и C_{small} — это константы 10^8 и 10^{-6} соответственно. Для моделирования фазового перехода используется уравнение Колмогорова—Джонсона—Мейла—Аврами [16, 17].

$$f_l = 1 - \exp(f_l^{\text{ext}}), \quad (5)$$

где f_l^{ext} — объемная доля “расширенной” жидкой фазы. Подробности подхода описаны в [18, 19] и здесь не приводятся.

Особо следует отметить метод определения начальных условий кристаллизации. Если $J(T)$ — локальная скорость зародышеобразования, зависящая от времени t через температуру, то число частиц, появившихся в объеме V зоны кристаллизации за это время, равно:

$$N = \int_t J(T) V dt. \quad (6)$$

Считается, что кристаллизация инициируется после появления заданного числа зародышей. Слишком большое число начальных зародышей

задерживает начало кристаллизации и влияет на средний размер кристаллитов. Чрезмерно малые значения N приводят к большему объему термической истории (и требованиям к памяти для ее хранения), но не влияют на результат. Поэтому следует находить баланс, когда N не влияет на результат, но термическая история не слишком большая. В настоящей работе используется значение $N = 1$.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ

Качественная лазерная наплавка может проходить в различных режимах лазерного воздействия. У процесса может быть несколько окон оптимальных параметров — при высоких скоростях сканирования и при низких. Мощность лазерного излучения необходимо подбирать соответственно скорости сканирования. На рис. 1 показана ванна расплава для различных скоростей сканирования и мощности лазерного излучения. Использовали два набора параметров: мощность $P = 400$ Вт (640 Вт), коэффициент поглощения 0.45, радиус луча $R = 1$ мм, скорость подачи порошка $F = 4$ г/мин (10 г/мин), коэффициент улавливания 0.9, ширина потока порошка $d = 2$ мм, скорость сканирования $V = 20$ мм/с (50 мм/с). В скобках указан высокоскоростной набор параметров. В расчетах распределение излучения в луче считают равномерным, если не указано обратное. Параметры материалов аналогичны параметрам, использованным в [18]. Основное влияние на средний размер кристаллитов оказывают энергия активации E_a и поверхностная энергия раздела фаз γ . В данной работе используются $E_a = 1.25$ эВ и $\gamma = 70$ эрг/см².

В случае высокоскоростной наплавки профиль ванны расплава вытянутый. По краям лазерного пятна возникает резкий градиент температуры, а в периферийной области ванны расплава его практически нет. Высокий градиент температуры связан с лазерным источником конечных размеров, а слабое изменение температуры — с выделением скрытой теплоты кристаллизации там, где действие источника прекращено. В случае низкой скорости сканирования распределение температуры ванны расплава аналогично, однако сама ванна расплава менее вытянута.

На рис. 2 показана типичная картина гидродинамических течений в продольном и поперечном разрезах ванны расплава (оттенками серого показана температура) в случае гауссова распределения луча. Видно, что гидродинамический теплоперенос определяет геометрию наплавленного валика, а следовательно, и теплоотвод зоны кристаллизации. Исследование различных видов лазерного пучка (гауссово или равномерное распределение) показывает, что интенсивность гидро-

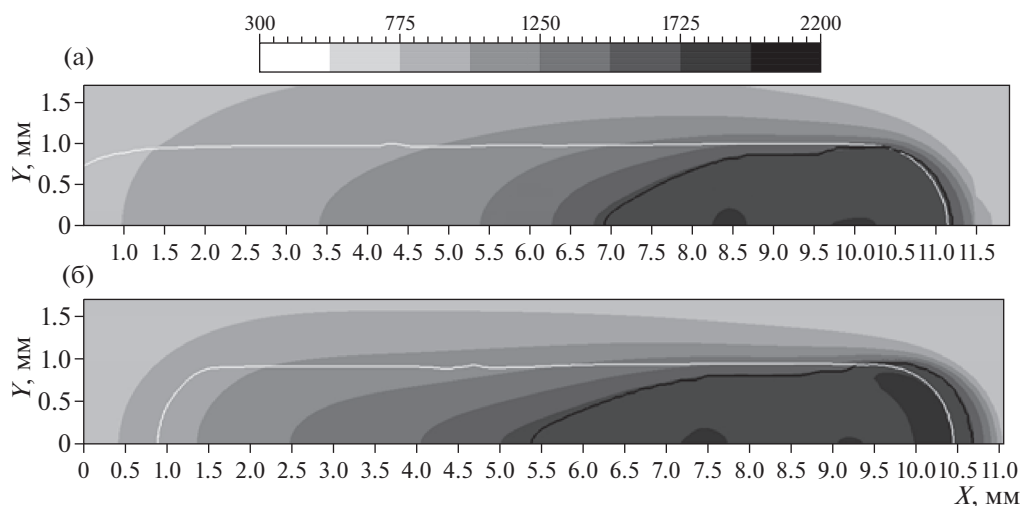


Рис. 1. Продольный разрез наплавленного валика на уровне подложки при низкоскоростном (а) и высокоскоростном (б) наборе параметров процесса.

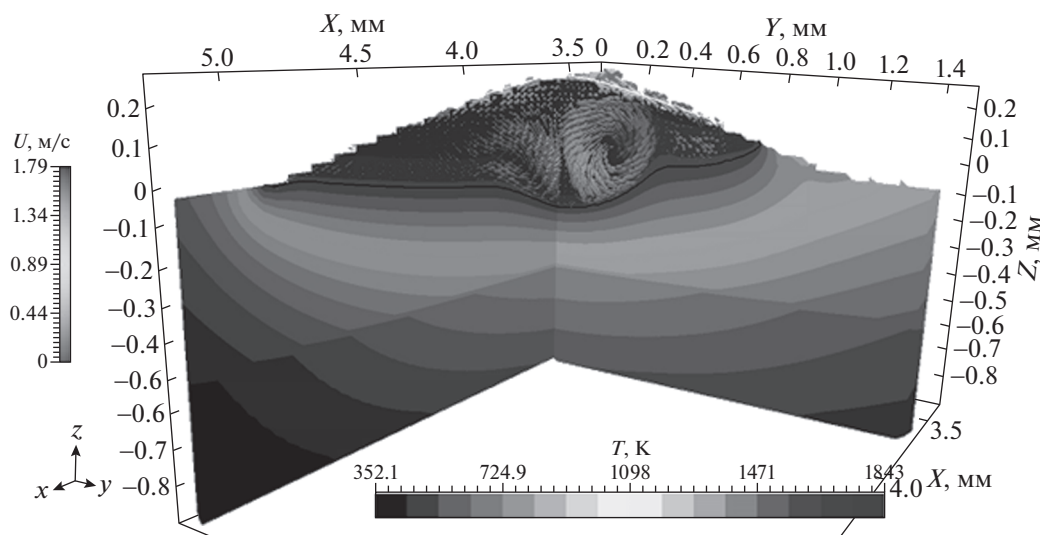


Рис. 2. Типичное гидродинамическое течение в поперечном и продольном разрезе ванны расплава.

динамического теплопереноса определяется распределением излучения. Это связано прежде всего с тем, что источником гидродинамического движения в ванне расплава являются термокапиллярные силы, которые, в свою очередь, зависят от температурного градиента. При использовании пучка с гауссовым распределением температурные градиенты несколько слабее и смещены от периферии ванны расплава.

На рис. 3 показано распределение среднего радиуса кристаллитов в поперечном разрезе наплавленного валика при низко- и высокоскоростном наборе параметров. Светлая кривая показывает контур наплавленного валика и уровень металлической подложки, а темная — зону рекри-

сталлизации. Параметры подобраны таким образом, чтобы геометрия валиков была схожей при разных скоростях сканирования. Видно, что в случае низкой скорости наплавки средний радиус кристаллитов выше. Близкие значения скоростей сканирования практически не влияют на средний размер кристаллитов, однако сильное различие в параметрах процесса дает видимую разницу получаемых микроструктур наплавленного слоя. Более высокие скорости охлаждения приводят к более мелкой структуре зерен.

Для верификации полученных результатов требуется только несколько референсных экспериментальных значений среднего размера зерен при заданных параметрах. Это позволяет эффек-

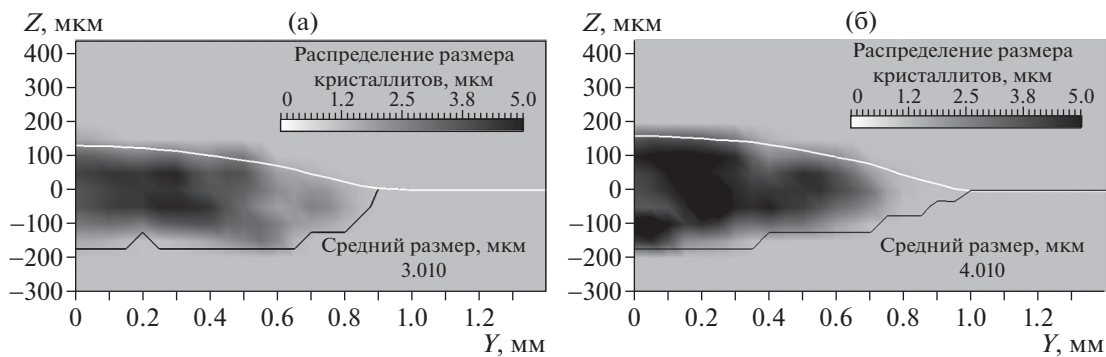


Рис. 3. Распределение среднего размера кристаллитов в поперечном разрезе наплавленного валика.

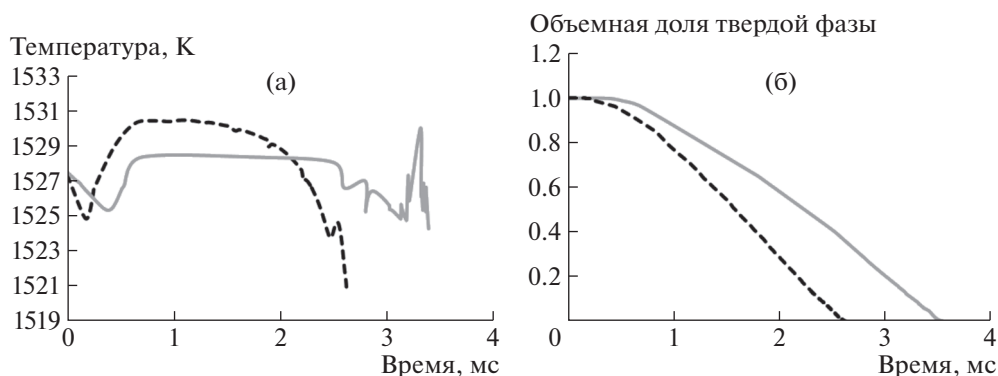


Рис. 4. Динамика температуры (а) и объемной доли новой фазы (б) в контрольной точке при низкоскоростном (сплошная линия) и высокоскоростном (пунктир) наборе параметров.

тивно строить карты процесса с точки зрения получения требуемой микроструктуры. Процесс кристаллизации инициируется только после переохлаждения с определенной скоростью. На рис. 4 представлена динамика изменения температуры и объемной доли твердой фазы в контрольной точке ($Y = 0.375$ мм, $Z = -0.025$ мм) для двух наборов параметров процесса наплавки. Видна разная скорость охлаждения на начальной стадии, когда действие скрытой теплоты кристаллизации мало (рис. 4а). На этой стадии большей скорости сканирования соответствует скорость охлаждения порядка 15000 К/с, а для низкоскоростного набора параметров — в 3 раза меньшая (~5000 К/с). По достижении необходимого переохлаждения наступает стадия интенсивного появления зародышей кристаллической фазы и их рост. В случае большой скорости охлаждения максимальное переохлаждение на начальной стадии составляет 8.2 К, при меньшей скорости только 7.7 К. Далее за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации переохлаждение снимается. При большем переохлаждении рождается большее число кристаллитов, быстрый рост которых обуславливает большее снятие переохлаждения (до 2 К). В случае низкой скорости охлаждения переохлаждение

снимается меньше (до ~4 К). Такая разница в температурной динамике приводит к различной динамике объемной доли закристаллизованной фазы (рис. 4б) и, как следствие, к новым микроструктурным характеристикам и напряжениям в наплавленном валике.

ВЫВОДЫ

Рассчитана динамика распределения температурных, концентрационных и фазовых полей в ванне расплава, а также движение свободной поверхности под действием гидродинамических сил и при добавлении порошка. Гидродинамический теплоперенос зависит от распределения излучения в лазерном пучке. Он формирует геометрию наплавленного валика, а следовательно, и теплоотвод зоны кристаллизации. Сильное различие в параметрах процесса дает большую разницу в получаемых микроструктурах наплавленного слоя. Более высокие скорости охлаждения приводят к более мелкой структуре зерен. Полученные результаты дают возможность разрабатывать практические рекомендации по реализации оптимальных режимов воздействия и контроля структуры наплавленного материала.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Государственного задания ФНИЦ “Кристаллография и фотоника РАН” в части исследования макропараметров валиков, а также Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 19-51-60002 ЮАР_т) в части расчетов микроструктурных свойств нанесенных слоев.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Евгенов А.Г., Щербаков С.И., Рогалев А.М.* // Авиационные материалы и технологии. 2016. Т. S1. № 43. С. 16.
2. *Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Оспенникова О.Г. и др.* // Изв. вузов. Машиностроение. 2016. Т. 9. № 678. С. 62.
3. *Tian Y., McAllister D., Colijn H. et al.* // Metall. Mater. Transac. A. 2014. V. 45. P. 4470.
4. *Евгенов А.Г., Лукина Е.А., Королев В.А.* // Новости материаловедения. Наука и техника. 2016. Т. 5. № 23. С. 1.
5. *Алешин Н.П., Мурашов В.В., Евгенов А.Г. и др.* // Дефектоскопия. 2016. № 1. С. 48.
6. *Cao Y., Choi J.* // J. Laser Appl. 2006. V. 18. № 3. P. 245.
7. *Nie P., Ojo O.A., Li Z.* // Acta Mater. 2014. V. 77. P. 85.
8. *Crespo D., Pradell T.* // Phys. Rev. B. 1996. V. 54. № 5. P. 3101.
9. *Низьев В.Г., Хоменко М.Д., Мирзаде Ф.Х.* // Квантовая электроника. 2018. Т. 48. № 8. С. 743.
10. *He X., Mazumder J.* // J. Appl. Phys. 2007. V. 101. P. 053113.
11. *Yokoi K.* // J. Comput. Phys. 2014. V. 278. P. 221.
12. *Albadawi A., Donoghue D.B., Robinson A.J. et al.* // Int. J. Multiphase Flow. 2013. V. 53. P. 11.
13. *Yamamoto T., Okano Y., Dost S.* // Int. J. Numer. Meth. Fluids. 2017. V. 83. P. 223. 10.1002/fld.4267
14. *Moukalled F., Mangani L., Darwish M.* The Finite Volume Method in Computational Fluid Dynamics An Advanced Introduction with OpenFOAM and Matlab. London: Springer International Publishing, 2016.
15. *Voller V.R., Prakash C.* // Int. J. Heat Mass Transfer. 1987. V. 30. № 8. P. 1709.
16. *Christian J.W.* The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Oxford: Elsevier Science, 2002.
17. *Беленький В.З.* Геометрико-вероятностные модели кристаллизации. М.: Наука, 1980. 88 с.
18. *Mirzade F.K., Khomenko M.D., Niziev V.G.* // Optical Quantum Electronics. 2016. V. 48. P. 513.
19. *Khomenko M.D., Panchenko V.Y., Niziev V.G. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Physics. 2016. V. 80. № 4. P. 381.