

зирать изменения температуры, доли твердой фазы и состава жидкой фазы во время полета частицы в ходе ее кристаллизации. Исследованные в работе зависимости скоростей потока газа и капли, их относительной скорости, а также полученные значения интенсивности охлаждения при изменении диаметра капель и типа газа, перегрева расплава и начальной скорости потока использованы для оценки влияния технологических параметров газовой атомизации на конечную микроструктуру.

По результатам исследования литой структуры частиц определена экспериментальная зависимость междоузльных промежутков дендритов от диаметра частиц. Предложен подход, позволяющий оценить параметры дендритной структуры порошков на основании компьютерного анализа условий их получения. Проведенное сравнение микроструктуры экспериментально изученных образцов с расчетом, выполненным на основе моделирования условий кристаллизации частиц при газовой атомизации, показало их хорошую достоверность.

ЛИТЕРАТУРА

1. Rapid Prototyping Journal. Emerald Group Publishing, 1995–2012.
2. Суфияров В. Ш., Голод В. М., Гюлиханов Е. Л. // Сб. 9-й Всерос. науч.-практ. конф. «Литейное производство сегодня и завтра». СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2012. С. 466.
3. Ashgriz N. Handbook of atomization and sprays. Theory and applications. Springer Sci. Business Media, 2011.
4. Юркинский В. П., Сладков И. Б., Зайцев В. А. Теплотехника. Теплообмен: Учеб. пос. СПб.: Изд-во: СПбГПУ, 2007.
5. Wiskel J., Henein H., Maire E. // Can. Met. Quart. 2002. Vol. 41, № 1. P. 97.
6. Баландин Г. Ф. Формирование кристаллического строения отливок. М.: Машиностроение, 1973.
7. Голод В. М., Савельев К. Д. Вычислительная термодинамика в материаловедении. СПб. Изд-во: СПбГПУ, 2010.
8. Pryds N. H., Pedersen A. S. // Metall. Mater. Trans. 2002. Vol. 33A. P. 3755.
9. Голод В. М., Савельев К. Д., Басин А. С. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. СПб.: Изд-во: СПбГПУ, 2008.
10. Henein H. et al. // Can. Met. Quart. 2010. Vol. 49, № 3. P. 275.
11. Lavernia E. J., Srivatsan T. S. // J. Mater. Sci. 2010. Vol. 45. P. 287.
12. Lavernia E. J., Ayers J., Srivatsan T. S. // Int. Mat. Rev. 1992. Vol. 37. P. 1.
13. Volkova O., Heller H-P., Janke D. // ISIJ Int. 2003. Vol. 43, № 11. P. 1724.

УДК 621.762

ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА СПЕЧЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ СПН14А7М5

© 2013 г. **А. В. Маранц, Ж. А. Сентюрин, И. А. Ядройцева, В. К. Нарва, И. Ю. Смуров**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
University of Lyon, National Engineering School of Saint-Etienne, France

А. В. Маранц – аспирант кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий МИСиС (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). E-mail: marants.alexandr@gmail.com.

Ж. А. Сентюрин – магистрант той же кафедры. E-mail: sentyurina_misis@mail.ru.

В. К. Нарва – канд. техн. наук, профессор той же кафедры. Тел.: (495) 638-46-42. E-mail: zeinalova@rambler.ru.

И. Ю. Смуров – канд. физ.-мат. наук, директор лаборатории DIPI Национальной школы инженерии Сент-Этьенна (ENISE) (74, rue des Acieries, 42000, Saint-Etienne, France). E-mail: smurov@enise.fr.

И. А. Ядройцева – канд. техн. наук, науч. сотр. той же лаборатории. E-mail: ina.yadroitsava@enise.fr.

Определено влияние пористости на распределение тепла в материале при лазерной обработке на примере спеченной стали СПН14А7М5 путем математического моделирования и подтверждения расчетных результатов экспериментальными. Изучено воздействие лазерной обработки на микроструктуру и свойства спеченной стали СПН14А7М5 и определены оптимальные режимы этого процесса.

Ключевые слова: лазер, порошковая металлургия, пористость, лазерная обработка, сталь, теплопроводность, микроструктура, зерна, мощность, скорость сканирования.

Taken sintered SPN14A7M5 steel as an example and using the mathematic simulation, the effect of porosity on the heat distribution in material during laser processing has been found. The calculated results have been verified by the experimental data. The effect of laser processing on the microstructure and properties of sintered SPN14A7M5 steel has been studied and the optimum conditions of the process have been found.

Key words: laser, powder metallurgy, porosity, laser processing, steel, thermal conduction, microstructure, grains, power, scanning rate.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время лазерные технологии находят все большее применение в промышленности: лазерные резка, сварка, маркировка [1]. Также перспективным является поверхностная лазерная обработка материалов, позволяющая модифицировать структуру и свойства поверхности и проводить ее структурирование [2]. При обработке пористых материалов (напыленные покрытия, спеченные материалы) происходит залечивание пор в приповерхностном слое [3]. Благодаря локализации энерговклада происходит концентрация энергии в заданной области, ограниченной в большей степени диаметром лазерного пучка, а также свойствами обрабатываемого материала. Зона термического воздействия варьируется от десятков микрон до нескольких миллиметров, что позволяет избежать нежелательного термического воздействия на близлежащие области материала.

Зависимость термического эффекта от параметров лазерного источника (мощность, скорость перемещения, диаметр лазерного пучка) и характеристик обрабатываемого материала (плотность, тепло- и температуропроводность) описана в модели Рыкалина [4]. Но данная модель применима для сплошных тел, в то время как при работе с несплошными материалами необходимо учитывать их пористость. С ее увеличением коэффициент теплопроводности уменьшается в соответствии с уравнением Максвелла [5, 6], соответственно, снижаются температуропроводность и эффективная плотность материала.

Целью данной работы являлись оценка влияния пористости на распределение тепла в материале на примере спеченной порошковой стали СПН14А7М5 различной пористости, применяемой при изготовлении режущего инструмента [7], а также изучение преобразования ее микроструктуры и свойств после поверхностной лазерной обработки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе были применены смеси порошков стали СПН14А7М5 состава, мас. %: Fe – основа, С – 0,03, Ni – 14, Al – 7, Mo – 5, полученные механическим смешиванием-измельчением всех ее составляющих в планетарной мель-

нице. Размер частиц порошков был следующий, мкм: –100 (Fe), –10 (С и Мо), –45 (NiAl). Смешивание компонентов осуществлялось в спирте при соотношении спирт : порошковая смесь – 1 : 10 и следующих условиях: рабочий объем барабана – 500 см³, частота вращения барабанов – 300 об/мин; соотношение масс шаров и шихты – 5 : 1. В эксперименте использовались стальные шары диаметром 5 мм. Оптимальное время смешивания составило 10 мин.

Работа выполнялась в 2 этапа:

- 1) изготовление образцов методами порошковой металлургии – прессованием и спеканием;
- 2) лазерная обработка поверхности спеченных образцов.

Прессование проводилось на гидравлическом прессе в пресс-форме с двухсторонним обжатием, спекание – в вакуумной электропечи ВА-КЭТО. Для получения образцов СПН14А7М5 с различной пористостью прессование и спекание осуществлялись при различных режимах, приведенных в табл. 1.

На втором этапе эксперимента спеченные образцы стали СПН14А7М5 подвергались лазерной обработке, цель которой – структурная модификация их поверхности, а также был проведен анализ влияния входных параметров лазерного сканирования на геометрию трека при различных значениях пористости (θ) исходного образца. Лазерная обработка осуществлялась на установке Trumpf LASMA HAAS 10-54 (Германия), оснащенной твердотельным непрерывным Nd:YAG-лазером с максимальной мощностью 4 кВт. Мощность лазера составляла $P = 200, 300$ и 400 Вт, скорость сканирования $V = 3,3, 5,0$ и $6,7$ мм/с.

Микроструктурный анализ проводился на оптическом (AxioLab, «Carl Zeiss», Германия) и сканирующем электронном (TESCAN Vega 3 SB с EDS) микроскопах. Фазовый состав определялся на автоматизированном дифрактометре мар-

Таблица 1. Режимы прессования и спекания стали с различной пористостью

Пористость θ , %	Давление прессования D , т/см ³	Температура спекания T , °С	Время выдержки t , ч
16	7	1350	3
22	5	1300	1
28	5	1250	1

ки Дрон-4 с использованием монохроматического CuK_α -излучения. Оценка микротвердости по Виккерсу выполнялась на микротвердомере BUEHLER МНТ 5104 при нагрузке 100 г в соответствии с процедурой EN ISO 6507. Анализ отпечатков индентора, а также определение HV осуществлялись автоматически при помощи программного обеспечения OmniMet.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование влияния пористости материала на геометрические характеристики треков

Для описания процесса распространения тепла при нагреве материала лазерным источником воспользуемся уравнением для непрерывно действующего нормально-кругового (гауссова) источника [4]:

$$T(x_0, y_0, z_0, t) = \int_0^t \frac{2Pdt'}{\rho C_p [4\pi\alpha(t-t')]^{3/2} [4\pi\alpha(t_0+t-t')]^{3/2}} \times \exp \left[-\frac{z_0^2}{4\alpha(t-t')} - \frac{(x_0 - Vt')^2 + y_0^2}{4\alpha(t_0+t-t')} \right], \quad (1)$$

где T – температура в точке с координатами (x_0, y_0, z_0) ; ρ – плотность материала; C_p – его удельная теплоемкость; α – температуропроводность; V – скорость сканирования лазерного луча; P – его эффективная мощность; t – длительность воздействия.

Характерное время равно $t_0 = 1/(4\alpha k)$, где k – коэффициент сосредоточенности удельного теплового источника, характеризующий остроту кривой нормального распределения.

Данная модель описывает нагрев полубесконечного сплошного тела, не обменивающегося теплом с окружающей средой. Коэффициент со-

средоточенности лазера мощностью 200 Вт составлял 0,567 и 0,237 мм^{-2} при 300 Вт и 0,111 мм^{-2} при 400 Вт.

Для описания теплофизических свойств пористой среды можно воспользоваться интегральной теорией эффективной среды Максвелла – Гарнетта [5, 6]:

$$\frac{\lambda_{eff} - \lambda_m}{\lambda_{eff} + 2\lambda_m} = \Phi_i \frac{\lambda_i - \lambda_m}{\lambda_i + 2\lambda_m}, \quad (2)$$

где λ_{eff} – эффективная теплопроводность среды – имеет смысл коэффициента теплопроводности некоторого однородного тела, через которое при одинаковых форме, размерах и температурах на границах проходит то же количество теплоты, что и через данное пористое тело; λ_m и λ_i – теплопроводности матрицы и газа в порах соответственно; Φ_i – объемная доля включений (объемная пористость).

Поры спеченного материала заполнены воздухом, и, считая величину λ_i достаточно малой по сравнению с теплопроводностью металла, получим

$$\lambda_{eff} = \lambda_m \frac{1 - \Phi_i}{1 + \Phi_i/2}. \quad (3)$$

Для расчетов были выбраны следующие теплофизические характеристики литой стали СПН14А7М5: теплопроводность $\lambda_m = 35$ Вт/(м·К), плотность $\rho = 7680$ кг/м³, теплоемкость $C_p = 400$ Дж/(кг·К), температура плавления $T_{пл} = 1723$ К [8]. Коэффициент поглощения лазерного излучения в зависимости от пористости материала равнялся 0,45 при $\theta = 16\%$, 0,47 при 22 % и 0,49 при 28 % [9].

Анализ геометрических характеристик трека проводился по оценке глубины (h) и ширины (L) ванны расплава (рис. 1). Экспериментальные значения были получены по результатам измерений с металлографических шлифов, а расчетные – по уравнению (1) с учетом зависимости эффективной теплопроводности от пористости (3) при помощи программы, написанной в среде пакета Matlab.

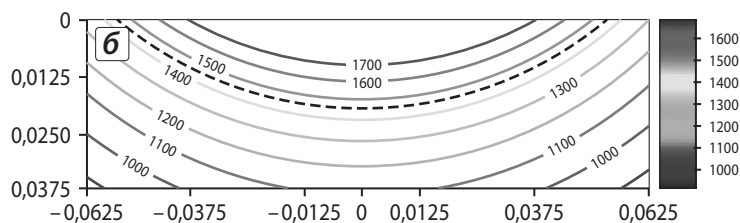
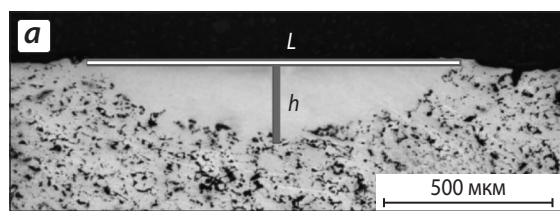


Рис. 1. Анализ геометрических характеристик ванны расплава

а – металлографический метод; **б** – расчетный (штриховая линия указывает границы ванны расплава)

По результатам опытов и расчетным данным были построены графики зависимости величин h и L от варьируемых показателей – мощности лазера, скорости сканирования и пористости материала (рис. 2).

Установлено, что наиболее значительное влияние на геометрические характеристики ванны расплава оказывает эффективная мощность лазера: с ее повышением они растут [10]. Ширина и глубина проплавления также увеличивались с повышением пористости обрабатываемого материала. Изменение скорости сканирования в меньшей степени сказывается на размерах ванны расплава, которая становилась мельче и уже при возрастании V . Экспериментальные данные хорошо коррелируют с расчетными, что подтверждает адекватность используемого подхода для определения геометрических характеристик ванны расплава

пористого тела с помощью расчета температурных полей и учета теплофизических свойств пористого материала в приближении теории эффективной среды Максвелла–Гарнетта [5, 6].

Микроструктура и свойства стали СПН14А7М5

Получение стали СПН14А7М5 методом порошковой металлургии характеризуется достаточно высокими значениями остаточной пористости в образцах. Это обусловлено преимущественно твердофазным механизмом спекания, усадка при котором обеспечивается за счет длительных диффузионных процессов.

Для устранения остаточной пористости применялась технология поверхностной лазерной

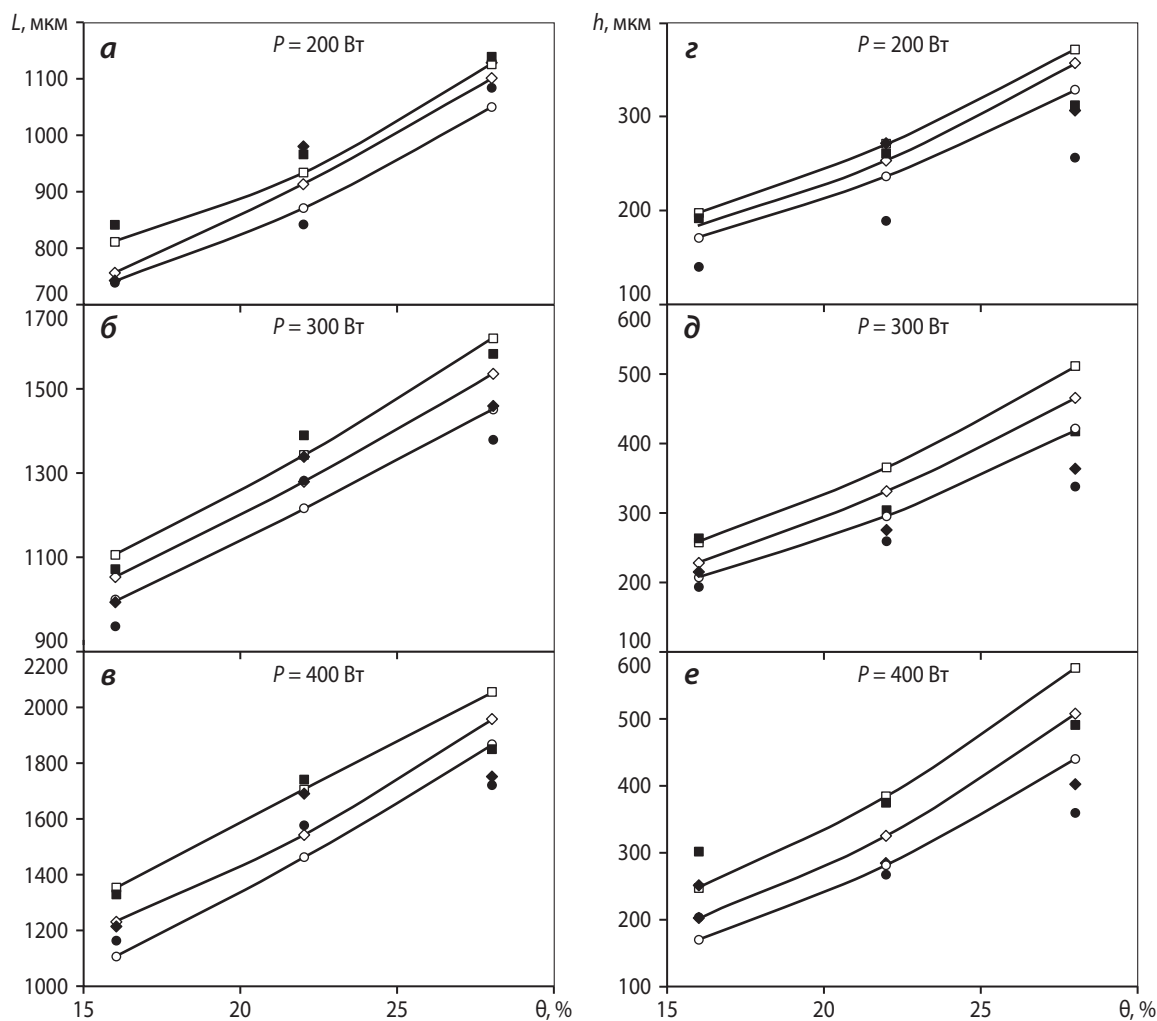


Рис. 2. Зависимость ширины (а–в) и глубины (г–е) ванны расплава от мощности лазера, скорости сканирования и пористости материала

Темные значки – экспериментальные данные, светлые – расчет; $V = 3,3$ мм/с (■), $5,0$ (◆) и $6,7$ (●)

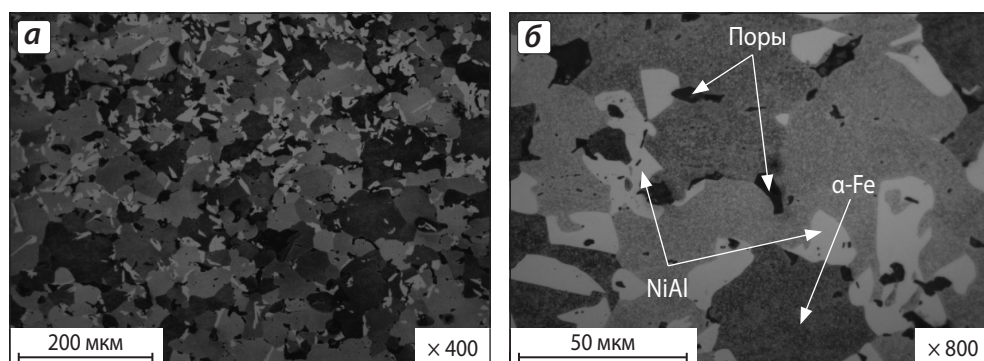


Рис. 3. Микроструктура образца до поверхностной лазерной обработки
 $\theta = 16 \%$, $T = 1350^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч}$

обработки. Она способствует заживлению пор в приповерхностном слое материала, а также приводит к структурным преобразованиям, увеличивающим поверхностную твердость стальных образцов. Структура спеченной стали состоит из зерен твердого раствора $\alpha\text{-Fe}$ и частиц NiAl (рис. 3).

После поверхностной лазерной обработки материал отличается выраженной зеренной структурой.

Размер зерен достигает 100 мкм (рис. 4), что не характерно для этого вида обработки. Укрупнение зерен связано со сниженным теплоотводом. В результате высокого значения пористости образцов стали теплота после лазерной обработки аккумулируется в них и приводит к рекристаллизации зерен. Анализ зависимости величины зерен от параметров лазерной обработки и пористости материала показывает, что размер зерна в большей степени зависит от показателей θ и P : с их увеличением зерна растут, в то время как скорость сканирования не оказывает существенного влияния (рис. 5).

Интерметаллидная фаза NiAl частично растворяется в $\alpha\text{-Fe}$, увеличивая параметр ее решетки, и частично кристаллизуется по границам зерен. Результаты рентгенофазового анализа представлены в табл. 2.

Лазерная обработка поверхности способствует образованию большого количества жидкой фазы и удалению макропор в обрабатываемой

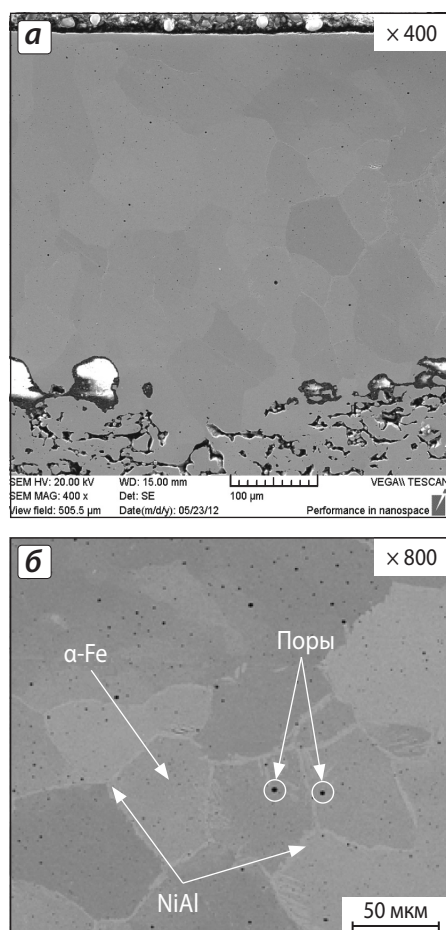


Рис. 4. Микроструктура образца после поверхностной лазерной обработки
 $\theta = 16 \%$, $P = 400 \text{ Вт}$, $V = 6,7 \text{ мм/с}$

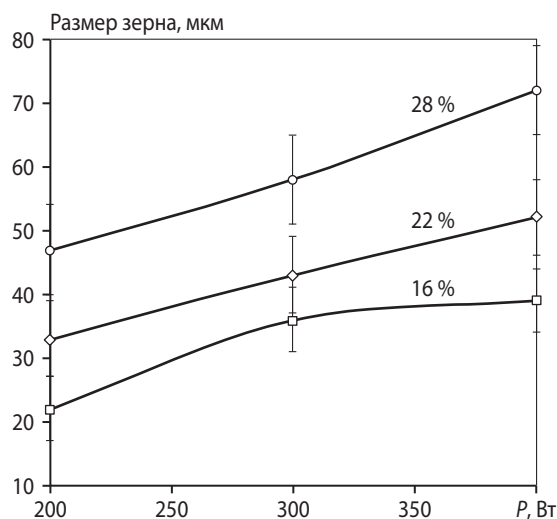


Рис. 5. Зависимость размера зерна стали СПН14А7М5 после лазерной обработки от мощности лазера и пористости материала (цифры у кривых)

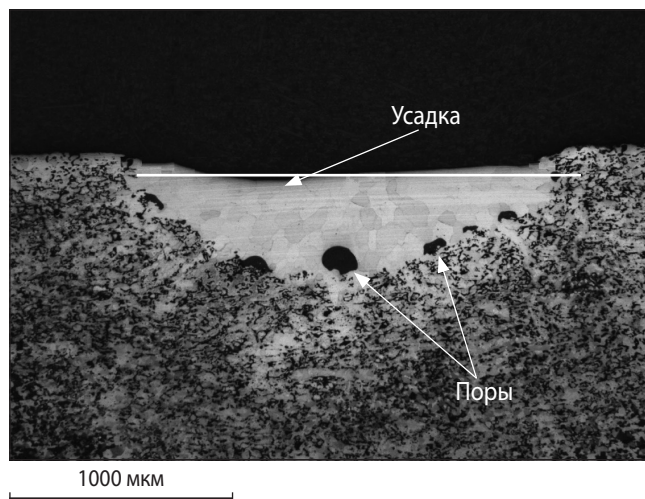
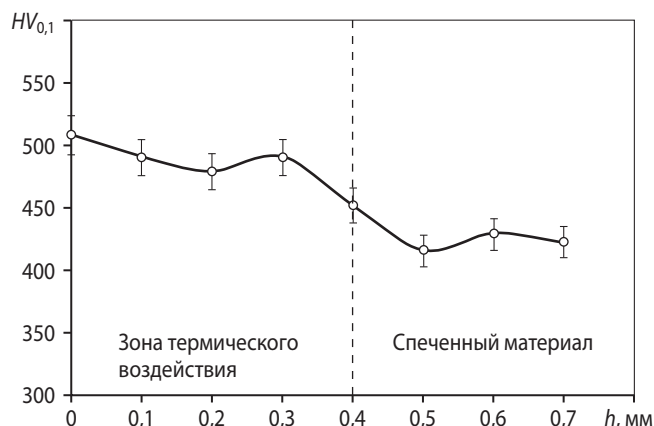
Таблица 2. Результаты рентгенофазового анализа стали СПН14А7М5 после лазерной обработки

Фаза	Об. доля, %	Мас. доля, %	Период решетки a , Å
α -Fe	96,9	97,6	2,884
NiAl	3,1	2,4	2,894

зоне (см. рис. 4, а), в результате чего происходит небольшая усадка в поверхностной области, однако остается микропористость, обусловленная десорбцией газа с поверхности частиц (см. рис. 4, б).

Но увеличение энерговклада с целью более глубокого термического воздействия приводит к значительной усадке и искажению поверхности образца (рис. 6). Также с его повышением расширяется граница раздела между ванной расплава и твердым материалом, в результате чего при кристаллизации термические напряжения приводят к образованию макропор и расслоенных трещин. И чем выше значение пористости, тем больше склонность материала к поверхностной усадке и трещинообразованию.

После лазерной обработки поверхности значения твердости ($HV_{0,1}$) стали повышаются (рис. 7). Такая обработка представляет собой закалку, характеризующуюся высокими скоростями охлаждения [11], что, в свою очередь, способствует увеличению твердости материала. Период решетки α -Fe ($a = 2,884$ Å) больше табличного значения ($a = 2,866$ Å). Это указывает на то,

**Рис. 6.** Микроструктура образца стали после поверхностной лазерной обработки $\theta = 22\%$, $P = 400$ Вт, $V = 3$ мм/с**Рис. 7.** Твердость спеченной стали СПН14А7М5 после поверхностной лазерной обработки $\theta = 16\%$, $P = 400$ Вт, $V = 6,7$ мм/с

что в фазе растворены молибден и алюминий: растворяясь в α -Fe, они повышают величину a .

Таким образом, по результатам исследования влияния пористости на распространение тепла в материале и параметров лазерной обработки (мощности и скорости сканирования), а также по данным микроструктурного анализа были определены оптимальные режимы поверхностной лазерной обработки стали СПН14А7М5 с различной пористостью. Для стали с $\theta = 16\%$ максимальная глубина термического воздействия при минимальной поверхностной усадке и отсутствии расслоенных пор и трещин была достигнута при мощности лазера $P = 400$ Вт и скорости сканирования $V = 6,7$ мм/с. Для образцов с $\theta = 22\%$ оптимальными режимами были $P = 400$ Вт и $V = 5$ мм/с. При лазерной обработке стали с пористостью 28 % образования трещин и макропор избежать не удалось.

ВЫВОДЫ

1. Проведены расчеты зависимости глубины и ширины ванны расплава от пористости спеченной стали СПН14А7М5, которые хорошо коррелируют с результатами эксперимента.
2. Установлено, что поверхностная лазерная обработка спеченной стали СПН14А7М5 способствует залечиванию пор и повышению твердости.
3. Определены оптимальные режимы поверхностной лазерной обработки для стали СПН14А7М5 с различной величиной пористости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Yadroitsev I., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. // J. Nucl. Mater. 2007. Vol. 362. P. 189–196.
2. Ho Jun Shin, Young Tae Yoo // J. Mater. Proc. Technol. 2008. Vol. 201. P. 342–347.
3. Yilbas B. S., Akhtar S. S., Karatas C. // Ibid. 2011. Vol. 211. P. 1268–1277.
4. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. С. 166.
5. Maxwell J. C. A treatise on electricity and magnetism. N. Y.: Dover, 1954.
6. Rombouts M., Froyen L., Gusarov A. V. et al. // J. Appl. Phys. 2005. Vol. 97, № 2. P. 126–134.
7. Арзамасов Б. Н., Соловьева Т. В., Герасимов С. А. Справочник по конструкционным материалам. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005.
8. <http://www.efunda.com>.
9. Steen W. M., Mazumder J., Watkins K. G. // Laser Material Processing. 4-th ed. Springer, 2010. P. 558.
10. Novichenko D., Marants A., Thivillon L. et al. // Phys. Proc. 2011. Vol. 12. P. 296–302.
11. Thivillon L., Bertrand Ph., Laget B., Smurov I. // J. Nucl. Mater. 2009. Vol. 385. P. 236–241.

УДК 621.762

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НАПЛАВОЧНОГО ЗЕРНОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА С ОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ И НИЗКОЙ ОСТАТОЧНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

© 2013 г. **А. П. Амосов, Д. А. Захаров, А. В. Сальников**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)
ОАО «Волгабурмаш», г. Самара

А. П. Амосов – докт. физ.-мат. наук, проф., зав. кафедрой металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: mvm@samgtu.ru.

Д. А. Захаров – аспирант той же кафедры. E-mail: zaharov.dmi@yandex.ru.

А. В. Сальников – главный металлург ОАО «Волгабурмаш» (443004, г. Самара, ул. Грозненская, 1). E-mail: sal321@yandex.ru.

Исследовано влияние различных режимов спекания наплавочного зернового твердого сплава на его структуру. Показана сильная зависимость однородности структуры спеченного сплава от углеродного баланса. Установлены технологические приемы для получения однородной структуры наплавочного зернового твердого сплава.

Ключевые слова: наплавочный твердый сплав, спекание, структура, дефекты.

The effect of various modes of filler grain hard alloy metal sintering on its structure has been investigated. The strong dependence of structural homogeneity of sintered alloy on carbon balance is shown. The processing methods for production of homogeneous structure of filler grain hard alloy metal are found.

Key words: filler hard alloy metal, sintering, structure, defects.

ВВЕДЕНИЕ

Наплавочные материалы в качестве покрытий рабочих поверхностей деталей используются для увеличения их срока службы. В ОАО «Волгабурмаш» для повышения износостойкости буровых долот осуществляют наплавку на их корпуса и зубья специального износостойкого покрытия газопламенным способом с помощью горелки и наплавочных электродов, представляющих собой завернутую в трубку стальную ленту, заполненную зернами твердого сплава. Износостойкость наплавочного слоя зависит, главным образом, от микротвердости компонентов шихты, состоящей из ком-

позиции литых карбидов вольфрама типа «рэлит», а также спеченного зернового твердого сплава [1].

В ОАО «Волгабурмаш» производится зерновой твердый сплав двух типов – ЗВК 9-05 и ЗВК 9-12, различающихся по фракционному составу и представляющих собой спеченные сферические гранулы твердого сплава ВК9С размером до 0,5 и 1,0 мм соответственно.

Технологический процесс формирования сферических гранул состоит из нескольких операций. Исходная твердосплавная смесь получается путем мокрого размолла с последующей сушкой распылением. При изготовлении в смесь вводится парафин в качестве пластификатора