

УДК 539.213:620.192.41:621.373.826

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ЭКСИМЕРНЫМ ЛАЗЕРОМ

© 2020 г. И. Е. Пермякова\*

Федеральное государственное унитарное предприятие

“Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина”, Москва, Россия

\*E-mail: [inga\\_perm@mail.ru](mailto:inga_perm@mail.ru)

Поступила в редакцию 18.02.2020 г.

После доработки 16.03.2020 г.

Принята к публикации 27.03.2020 г.

Проведено численное моделирование тепловых полей в ленточных аморфных сплавах систем Co–Fe–Cr–Si–B, Fe–Ni–B, Ti–Ni–Cu при импульсном лазерном УФ-облучении для оптимизации технологических режимов лазерной обработки с целью создания новых композиционных материалов с управляемым комплексом свойств.

DOI: 10.31857/S0367676520070236

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время лазерная обработка является весьма востребованной и перспективной технологией модификации структуры и свойств материалов [1]. В частности, лазерное облучение активно используется применительно к аморфным сплавам (АС), обладающим уникальным комплексом физико-механических характеристик, которые во многом превосходят свойства их кристаллических аналогов [2–5]. Для практического применения необходимо понимать механизмы кристаллизации АС, чтобы иметь возможность предотвращать или регулировать ее, т.к. именно стабильность по отношению к кристаллизации и определяет пределы эффективного использования АС. Аморфное состояние весьма чувствительно к вариациям температуры. На начальных стадиях нагрева в АС происходят процессы структурной релаксации, а при высоких температурах – протекают процессы кристаллизации. С другой стороны, контролируемую кристаллизацию можно использовать для построения структур, которые нельзя получить из жидкого или кристаллического состояний.

В результате лазерной обработки можно:

- 1) повышать термическую стабильность АС, смещая интервал кристаллизации в сторону более высоких температур;
- 2) изменять порядок фазообразования и тип кристаллизации;
- 3) формировать двухслойные аморфно-кристаллические структуры (композиты);

4) влиять на доменную структуру и, тем самым, снижать магнитные потери;

5) повышать прочность и твердость АС.

Для того чтобы гарантировано получить требуемые свойства и структурные состояния в АС при лазерной обработке, необходимо иметь целостное представление о взаимодействии лазерного излучения (ЛИ) с исследуемым материалом, изучить влияние режимов облучения и его параметров на отклик свойств и превращения в структуре.

Действие ЛИ на непрозрачные среды (металлы, сплавы) удовлетворительно можно описать тепловой моделью. Стадия нагрева является основной при исследованиях, а также при анализе технологических процессов, происходящих без разрушения материала.

Имеющиеся в распоряжение экспериментальные методы зачастую не позволяют непосредственно следить за распределением теплового поля в процессе лазерной обработки и оценить градиент температур, влияющий на ход структурообразования. По этой причине, а также для выбора оптимальных режимов лазера для контролируемого микро- и наноструктурирования АС с учетом их химического состава, исходных теплофизических свойств и качества поверхности, возникает необходимость предварительно провести компьютерное моделирование в среде Mathcad характеристик теплового поля при лазерном нагреве АС.

МАТЕРИАЛЫ  
И МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ

При расчете для ввода параметров лазерной обработки и теплофизических характеристик использовали следующие данные:

– в качестве объектов исследований выбраны образцы быстрозакаленных лент АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ ,  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  размером  $1 \times 1$  см, толщиной 30 мкм, полученные методом спиннингования.

– облучение АС проводилось эксимерным ультрафиолетовым KrF-лазером (Excimer laser CL-7100) с длиной волны  $\lambda = 248$  нм, длительностью импульса  $\tau = 20$  нс. Количество импульсов  $n$  варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса  $E_i$  составляла 150 мДж; плотность энергии  $W$  –  $0.3 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ ; частота следования задавалась 2 Гц, радиус пятна  $R_s = 4.2$  мм.

Длительность импульсов наносекундного ЛИ больше времени электрон-фононной релаксации, которое для различных материалов составляет несколько единиц или десятки пикосекунд. В связи с этим тепловые процессы начинают происходить уже во время воздействия лазерного импульса на материал, тем самым приводя к изменению его поверхности и свойств.

Поглощение ЛИ твердым телом эквивалентно появлению источника тепла внутри или на поверхности материала. Его реакцию на действие источника можно найти, решая трехмерное уравнение теплопроводности:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + B(x, y, z, t), \quad (1)$$

где  $\rho$  – плотность,  $k$  – теплопроводность,  $C$  – удельная теплоемкость материала,  $T$  – температура,  $B$  – функция распределения источников,  $x, y, z$  – декартова система координат, связанная с облученным телом,  $t$  – время [6].

Для выбора расчетной модели проведена теплофизическая оценка на основе анализа исходных данных [7]. Определена толщина  $h$  прогретого слоя, т.е. зоны термического влияния, на которую распространяется нагрев за 1 импульс, по приближенной формуле:

$$h = 2 \sqrt{\frac{a\tau}{\pi}}, \quad (2)$$

где  $a$  – температуропроводность АС,  $\tau$  – длительностью импульса. Для АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  эта толщина составляет 0.75 мкм, для  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$  – 0.76 мкм и для  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  – 0.49 мкм соответственно. Поскольку расстояние, на которое распространяется тепловой фронт по поверхности

**Таблица 1.** Расчетные температуры максимального нагрева при одном лазерном импульсе и экспериментально установленные в работах [9–12] температуры кристаллизации АС

АС	$T_{max}, \text{ }^\circ\text{C}$	$T_{crys}, \text{ }^\circ\text{C}$
$\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$	505	530
$\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$	489	410
$\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$	1430	450

или в глубь материала за время действия ЛИ, значительно меньше радиуса фокального пятна и толщины ленты АС ( $h \ll R_s$ ), в этом случае реализуется тепловая модель полубесконечного тела. Распределение интенсивности ЛИ по Гауссу позволяет, используя цилиндрическую симметрию источника ЛИ, получить точное решение тепловой двумерной задачи.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате воздействия ЛИ на поверхность АС в них происходят структурные изменения. Особенности этих изменений обусловлены характеристиками возникающего температурного поля, такими как максимально достигнутые температура и скорости нагрева/охлаждения, распределение их по глубине зоны лазерного воздействия и т.д.

Для приближенного вычисления максимальной температуры нагрева поверхности при одном импульсе в центре облученной области в виде круга радиусом  $R_s$  (с учетом условия импульсного режима  $R_s \gg \sqrt{a\tau}$ ) использовали уравнение:

$$T_{max} = T_0 + 2qA \frac{\sqrt{a\tau}}{k\sqrt{\pi}}, \quad (3)$$

где  $T_0$  – начальная температура образца,  $q$  – плотность мощности ЛИ,  $A$  – коэффициент поверхностного поглощения ЛИ АС [8]. Результаты расчетов  $T_{max}$  приведены в табл. 1 в сопоставлении с их температурами кристаллизации, определенными методами ДСК и РСА.

В рамках работы для АС произведен численный расчет распределения температуры по толщине  $h$  и радиусу пятна  $R_s$  при малых дозах облучения (рис. 1). Видно, что температура в облученной зоне лежит в диапазоне от 100 до  $500^\circ\text{C}$  (рис. 1а), что соответствует протеканию интенсивных процессов структурной релаксации в АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ . В АС  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$  лазерный отжиг даже небольшим числом импульсов будет инициировать процесс кристаллизации, поскольку  $T_{max}$  несколько превышает  $T_{crys}$  (рис. 1б, табл. 1). В случае АС  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  компьютерное моделирование дает более драматичный прогноз – облучением ма-

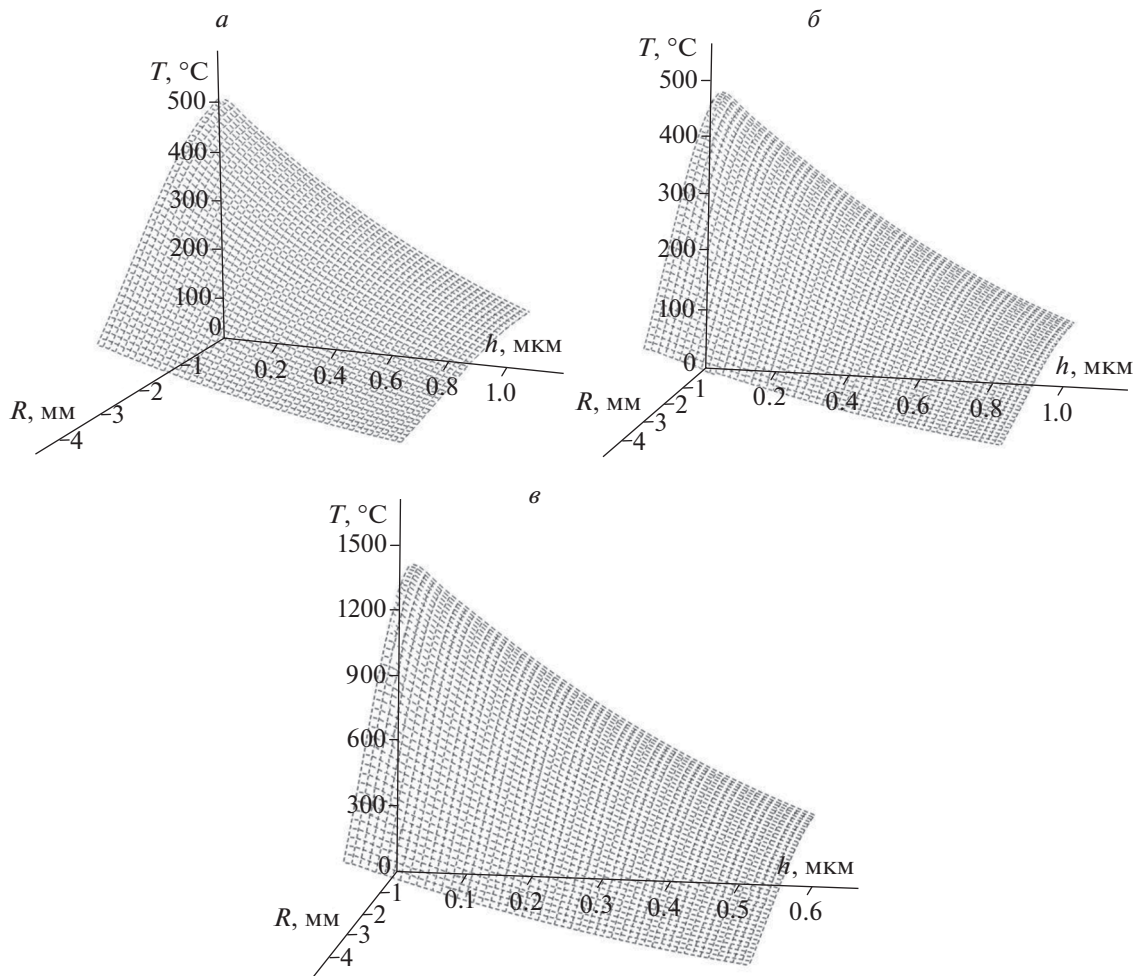


Рис. 1. Температурные поля в АС при 20 импульсах:  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  (а),  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$  (б),  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  (в).

лыми дозами ЛИ достигаются плавильные температуры (рис. 1в).

В ходе расчетов температурного поля при больших дозах облучения (большим числом импульсов  $n$ ) следует учитывать следующее: лазер, работающий в импульсном режиме, генерирует серию импульсов длительностью  $\tau$  при частоте следования  $f$ ; после окончания очередного импульса материал начинает остывать, и, если выполняется условие

$$f < \frac{a}{30r^2}, \quad (4)$$

то накопление тепла от импульса к импульсу не происходит [8]. В нашем случае условие (4) при  $f = 2$  Гц не выполняется. Таким образом, нельзя полагать, что результат расчета температуры зависит лишь от энергетических параметров отдельного импульса. При облучении исследуемого АС постепенно идет накопление тепла от импульса к импульсу и проникновение нагрева вглубь.

Можно заключить, что со значительным увеличением  $n$  (от 300 импульсов и выше) в расчетах должна быть смена тепловой модели полубесконечного тела на модель для тонкой пластины. С учетом этого в результате моделирования получено, что при больших дозах облучения на поверхности достигаются плавильные температуры и температуры кристаллизации в более глубоких слоях образцов АС (рис. 2).

Численный расчет показал сверхвысокие значения скоростей нагрева и охлаждения АС (табл. 2). На рис. 3 для наглядности представлен характер поведения данных параметров вдоль радиуса зоны облучения и в глубь образца АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ . Подобное поведение присуще и остальным изученным нами сплавам. Такие скорости являются характерной чертой лазерной закалки [13], которую можно использовать для поверхностного термоупрочнения АС, как это сделано в более ранней работе [14]: при лазерном облучении АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  удалость добиться двухстадийного увеличения микротвердости на 20%.

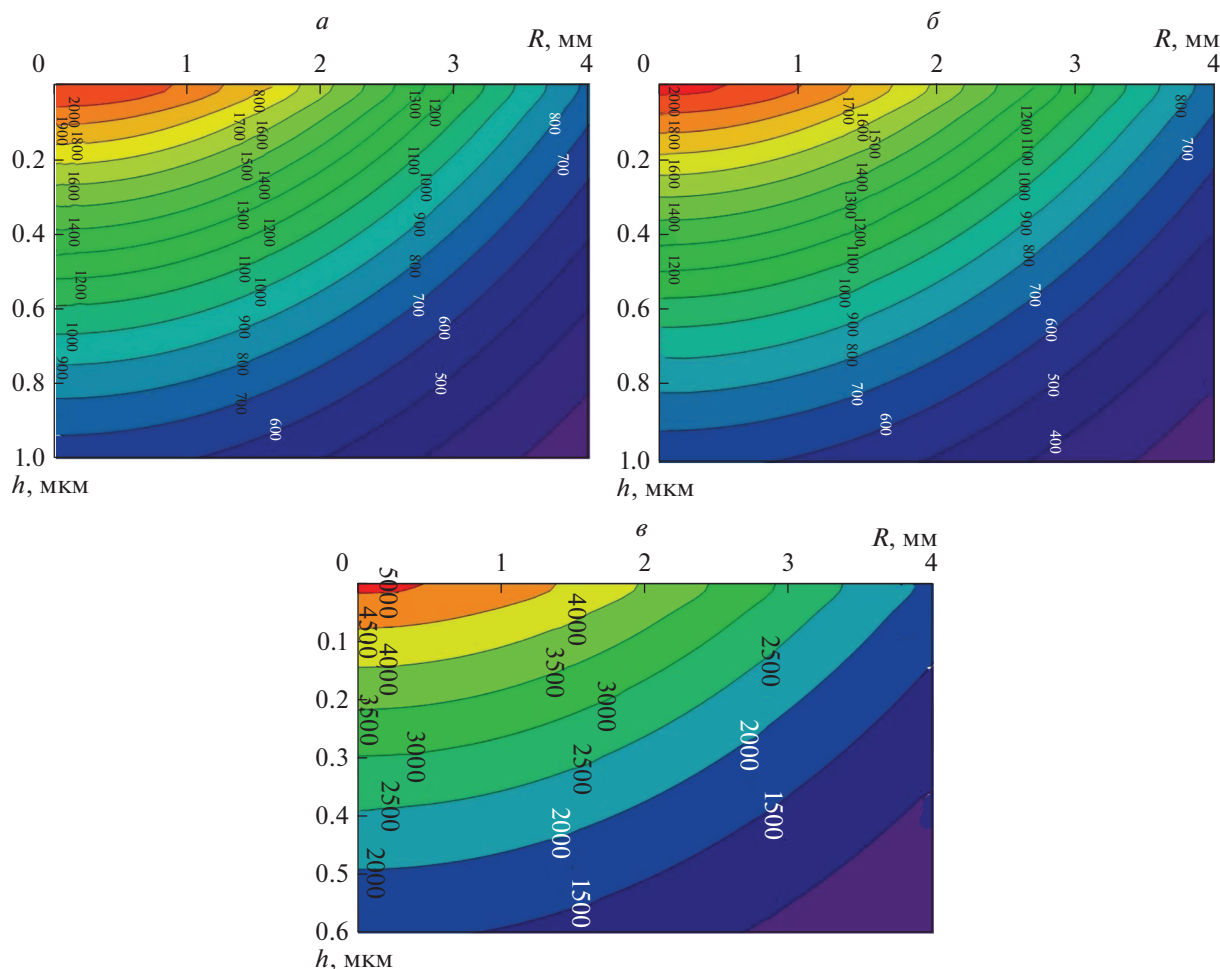


Рис. 2. Изотермы в АС при 800 импульсах  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  (а),  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$  (б),  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  (в).

Обратимся теперь к металлографическим исследованиям экспериментально облученного АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ . По наблюдению видоизменений рельефа и морфологии поверхности данного АС после ЛИ в работе [14] установлено, что:

- при малом количестве импульсов на облучаемой поверхности АС нет визуальных следов термического воздействия;
- при 400–800 импульсов появляются цвета побежалости (рис. 4а), что является уже результатом нагрева верхнего слоя образцов, соответствующего температурам от 420 до 830°C, если срав-

нивать с цветами побежалости, наблюдаемыми при обычном печном отжиге.

- свыше 800 импульсов появляются “индикаторы” значительного разогрева АС, т.е. структуры поверхностного слоя, образованные после локального оплавления образцов, а именно брызги и лунки (рис. 4б, 4в), а также участки с дендритами (рис. 4г).

Таким образом, сопоставляя эти экспериментальные данные с результатами численного моделирования температурных полей, можно заклю-

Таблица 2. Рассчитанные диапазоны скоростей нагрева и охлаждения для исследованных АС

АС	$v_{\text{наг}} = \frac{\partial T(0, \tau)}{\partial t}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$v_{\text{охл}} = \frac{\partial T(0; 3\tau)}{\partial t}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$
$\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$	$8.9 \times 10^9 - 3.31 \times 10^{10}$	$-1.56 \times 10^9 \dots -5.9 \times 10^7$
$\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$	$8.6 \times 10^9 - 3.2 \times 10^{10}$	$-1.5 \times 10^9 \dots -5.7 \times 10^7$
$\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$	$2.6 \times 10^{10} - 9.7 \times 10^{10}$	$-4.6 \times 10^9 \dots -1.7 \times 10^8$

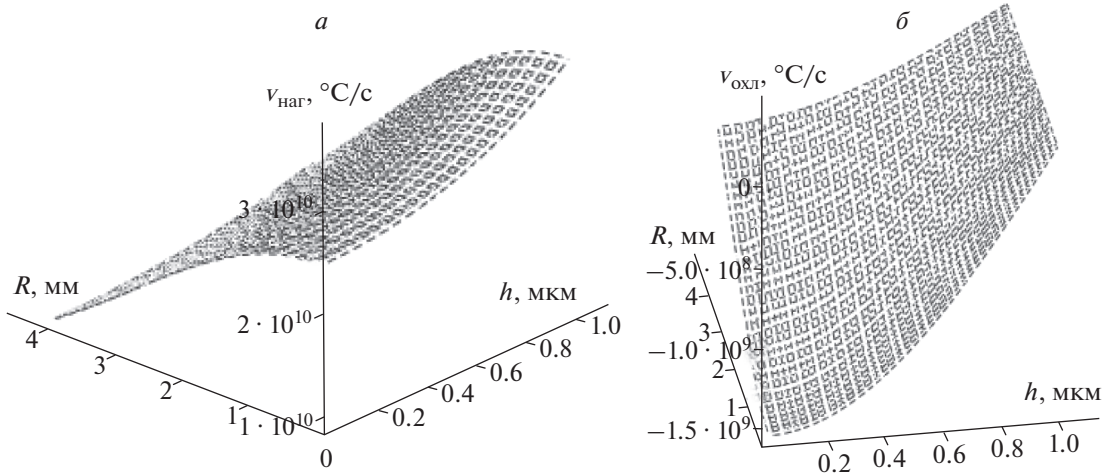


Рис. 3. Скорость нагрева (а) и охлаждения в момент времени  $t = 3\tau$  (б) для АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ .

чить удовлетворительное их согласование и соответствие.

С учетом сопоставления расчетных температур максимального нагрева поверхности с температурами кристаллизации исследованных сплавов (табл. 1), можно дать рекомендации по режиму обработки в пределах аморфного состояния малыми дозами ЛИ (до 100 импульсов) для снятия внутренних закалочных напряжений и снижения

магнитных потерь. С фиксированными значениями параметров лазерного воздействия, такими как  $\lambda = 248$  нм,  $\tau = 20$  нс,  $f = 2$  Гц,  $R_s = 4.2$  мм, энергию импульсов можно варьировать, однако она не должна превышать 155 мДж для АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ ;  $\leq 120$  мДж – для  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$  и  $\leq 40$  мДж – для АС  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ . Увеличение установленных значений  $E_i$  будет провоцировать кристаллизацию сплавов, что вполне может быть успешно применено на практике для прицельного изменения конфигураций чередующихся зон аморфной и кристаллической составляющей по поверхности и сечению лент АС.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные данные и развитые подходы численного моделирования градиентных тепловых полей в АС помогут более целенаправленно использовать лазерное воздействие при изготовлении композитов на основе АС с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров: выбирать основные характеристики лазерной установки (например, энергию, мощность, длительность импульса), осуществлять поиск оптимальных и альтернативных режимов ее эксплуатации для необходимого лазерного технологического процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-08-00341-а).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисуров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учебное пособие для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.
2. Shelyakov A.V., Sitnikov N.N., Sheyfer D.V. et al. // Smart Mater. Struct. 2015. V. 24. № 11. Art № 115031.

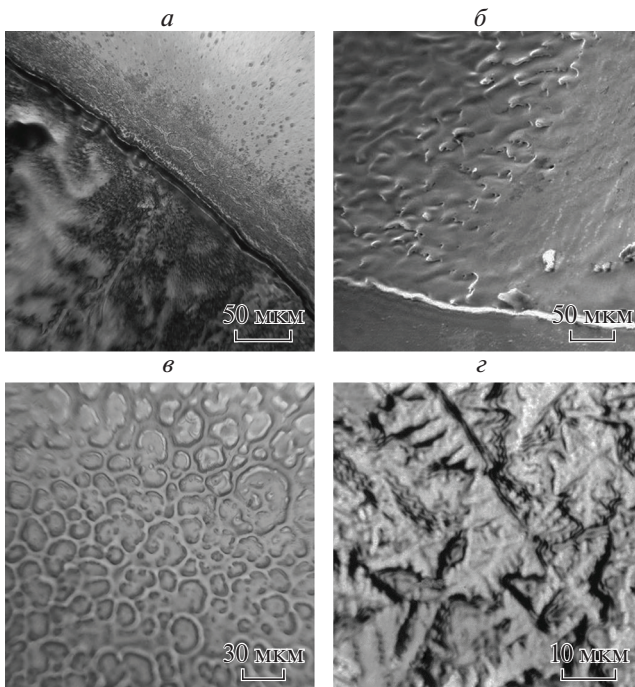


Рис. 4. Изменение морфологии поверхностного слоя АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ , подвергнутого лазерной обработке при разной дозе облучения [14].

3. *Mudry S.I., Nykuryu Yu.S., Kulyk Yu.O., Stotsko Z.A.* // J. Achiev. Mater. Manufact. Engin. 2013. V. 61. № 1. P. 7.
4. *Fedorov V.A., Yakovlev A.V., Pluzhnikova T.N. et al.* // IOP Conf. Ser. 2017. V. 168. Art № 012052.
5. *Smith C., Katakam S., Nag S. et al.* // Mater. Lett. 2014. V. 122. P. 155.
6. *Дьюли У.* Лазерная технология и анализ материалов. М.: Мир, 1986. 504 с.
7. *Solodov A., Ochkov V.* Differential models. An introduction with Mathcad. Berlin, Heidelberg, N.Y.: Springer, 2004. 232 p.
8. *Вейко В.П., Шахно Е.А.* Сборник задач по лазерным технологиям СПб.: СПбГУ ИТМО, 2007. 67 с.
9. *Пермякова И.Е., Глезер А.М., Григорович К.В.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. Т. 78. № 10. С. 1246; *Permyakova I.E., Glezer A.M., Grigorovich K.V.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2014. V. 78. № 10. P. 996.
10. *Глезер А.М., Манаенков С.Е., Пермякова И.Е., Шурьгина Н.А.* // Деформ. и разруш. матер. 2010. № 8. С. 1; *Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E., Shurygina N.A.* // Russ. Metall. (Metally). 2011. V. 2011. № 10. P. 947.
11. *Гундеров Д.В.* Трансформация структуры и физико-мех. св-ва кристаллич. и аморф. сплавов систем Nd(Pr)–Fe–В и Ti–Ni при воздействии интенсивной пластической деформации. Дис. ... докт. физ.-мат. наук. Уфа: УфГАТУ, 2010. 278 с.
12. *Schlossmacher P., Boucharat N., Rösner H. et al.* // J. Phys. IV. 2003. V. 112. P. 731.
13. *Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н.* Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
14. *Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В.* // Изв. вузов. Физ. 2015. Т. 58. № 9. С. 115; *Permyakova I.E., Glezer A.M., Ivanov A.A., Shelyakov A.V.* // Russ. Phys. J. 2016. V. 58. № 9. P. 1331.