УДК 535.211:539.213:539.264

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СФОКУСИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, МИКРОТВЕРДОСТИ И СОСТАВА АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $FeSi_6B_{16}$

[1]ЖИХАРЕВ А. В., [1]БАЯНКИН В. Я., [1]БЫСТРОВ С. Г., [2]ОРЛОВА Н. А.

[1] Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН, 426067, г. Ижевск, ул. Т. Барамзиной, 34
[2] Удмуртский государственный университет, 426034, г. Ижевск, Университетская, 1

АННОТАЦИЯ. В работе рассматриваются результаты исследования влияния сфокусированного импульсного лазерного излучения на аморфный металлический сплав $FeSi_6B_{16}$. Методами сканирующей зондовой микроскопии, рентгеноэлектронной спектроскопии, дифрактометрии, а также измерениями микротвердости показано изменение топографии поверхности, структуры, микротвердости и состава облучаемой системы после лазерного воздействия в зависимости от установленных режимов излучения лазера.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: лазерное излучение, аморфные сплавы, неравновесное состояние, атомная силовая микроскопия, микротвердость.

ВВЕДЕНИЕ

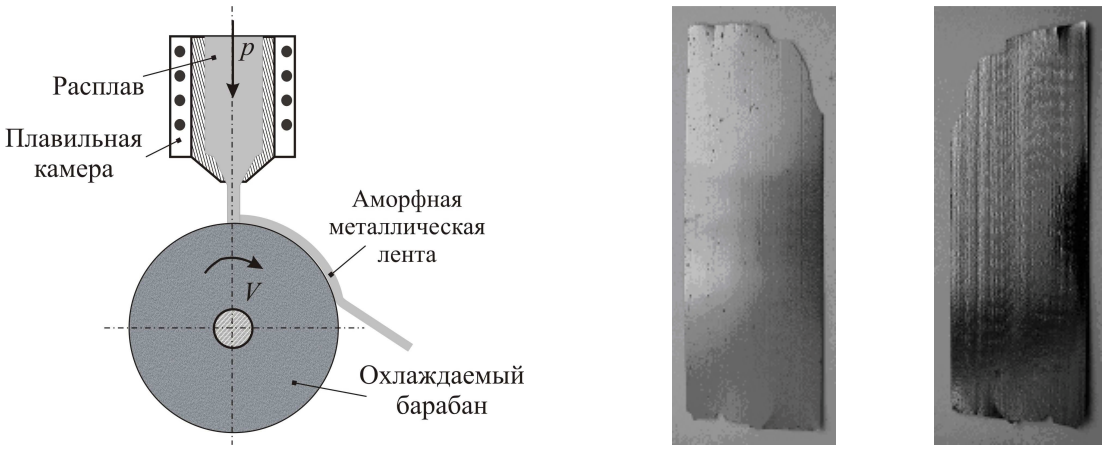
Весьма перспективными являются исследования, связанные с получением материалов с измененными поверхностными физико-химическими и механическими свойствами, которые в корне отличаются от их внутреннего состояния. Одним из способов получения таких материалов могут служить лазерные технологии [1 – 5].

Основное преимущество лазерной обработки материалов перед традиционными методами обработки – это возможность реализации немеханического воздействия лазера на поверхность облучаемого материала, что позволяет менять в материале структуру и свойства поверхностного слоя без изменения структуры его внутренних слоев. Особенно это актуально для обработки хрупких материалов и материалов малой толщины (лент, фольг, тонких пластин и т.п.). При использовании лазерного излучения необходимо учитывать, что в зоне облучения за короткий промежуток времени при поглощении энергии материалом могут происходить различные процессы: высокоскоростной нагрев, течение и испарение материала, интенсивное плазмообразование, возбуждение акустических и ударных волн, термомеханические процессы, поверхностное упрочнение, поверхностные и объемные химические реакции, структурные превращения и т.п. Следовательно, это может вносить свои коррективы в конечный результат обработки. Поэтому необходимо изучать, как и какие физические процессы протекают в исследуемом материале под действием лазера, и какие параметры лазерного излучения при этом устанавливались [6 – 9].

В работе приведены результаты исследования влияния сфокусированного импульсного лазерного излучения на изменение структуры, микротвердости и состава аморфной металлической ленты из сплава $FeSi_6B_{16}$.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого объекта использовалась лента из аморфного металлического сплава $FeSi_6B_{16}$, полученная методом спиннингования – разливкой под давлением расплавленного металла на быстро вращающийся холодный массивный барабан (рис. 1, *а*). В результате из расплава после охлаждения формировалась лента шириной 20 мм и толщиной порядка 40 мкм. Для исследования сплава от ленты отрезалась полоса длиной ≈ 70 мм.



а) *б*) *в*)

Рис. 1. Изготовление образцов из аморфного металлического сплава $FeSi_6B_{16}$:
***а* – схема процесса производства аморфной ленты методом спиннингования;**
***б* – изображение поверхности аморфной ленты, прилегающей к барабану;**
***в* – изображение поверхности обратной стороны аморфной ленты**

Лазерное воздействие на полосу осуществлялось при естественной атмосфере сфокусированным лучом лазера с матовой стороны сплава (рис. 1, *б*). Это сторона, которая при спиннинговании прилегала к барабану, что обеспечивало ей быструю закалку и создавало наибольшую степень разупорядоченности материала.

В качестве источника облучения использовался прецизионный лазерный маркер “БетаМаркер-2010” (Лазерный центр, Санкт-Петербург), работающий на базе твердотельного Nd-YAG лазера с ламповой системой накачки и акустооптической модуляцией добротности. Облучение образцов происходило при постоянном значении плотности мощности лазерного излучения $q_f = 5 \cdot 10^5$ Вт/см^2. Изменяемым параметром при облучении было число импульсов лазера, которое задавалось равным 1, 3, 5, 7 и 9 импульсам. При этом образцы располагались в фокусе луча лазера. В таблице представлено обозначение образцов в соответствии с выбранными значениями количества импульсов лазера.

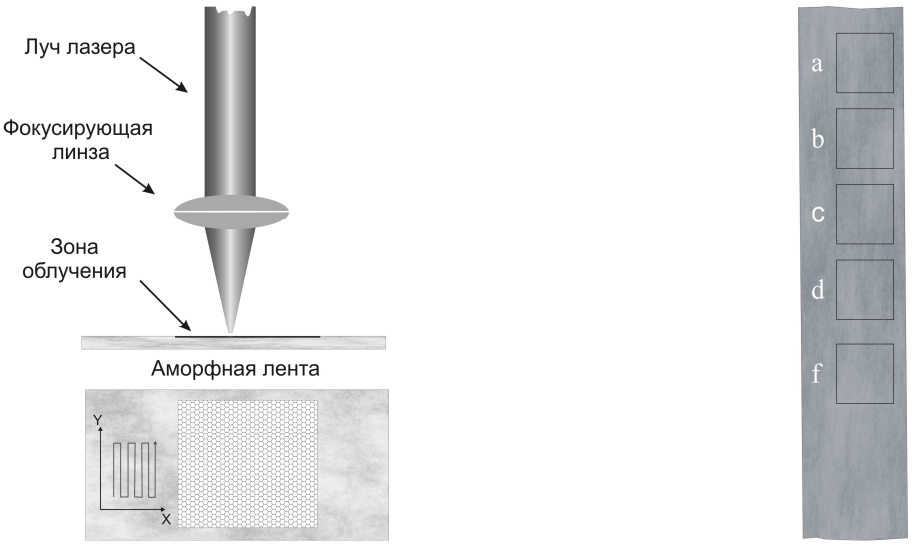
Таблица

Нумерация образцов в зависимости от числа импульсов лазерного излучения

Число импульсов, *N*				
1	3	5	7	9
№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№5
Исходный необлученный образец обозначался № 0				

Лазерная обработка аморфного сплава осуществлялась на выбранном участке полосы методом сканирования (рис. 2, *а*). Таким образом, на полосе было обработано пять зон, каждая из которых соответствовала определенному режиму облучения (рис. 2, *б*). Размер одной зоны равнялся 10×10 мм. Для того чтобы обработке подвергалась вся зона, шаг перемещения лазерного луча устанавливался таким же, как и диаметр фокального пятна. При этом скорость сканирования луча лазера подбиралась так, чтобы на область размером равным диаметру фокального пятна приходилось заданное число импульсов. Дополнительно с помощью лазера на полосе специально были сделаны буквенные метки и помечены границы облученных областей. Это было сделано с целью правильного выбора и отделения из полосы образца с определенным режимом облучения для его дальнейшего исследования. Для этих целей рабочие режимы установки подбирались таким образом, чтобы маркирование приводило лишь к потемнению поверхности в месте касания луча лазера с материалом и без каких-либо разрушений или деформации полосы.

Структурные исследования аморфного сплава до и после лазерного воздействия проводились с помощью рентгеновской дифрактометрии на дифрактометрах “*ДРОН-6*” и “*ДРОН-3.0*” в Fe-Kα-излучении по точкам методом постоянного времени (5 с).



а) *б*)

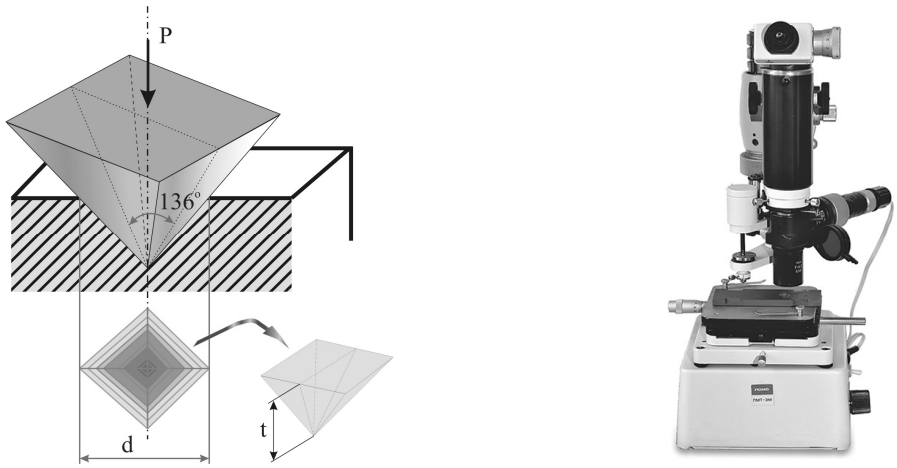
Рис. 2. Лазерное воздействие на аморфный металлический сплав $FeSi_6B_{16}$:
***а* – схема сфокусированного облучения поверхности образца;**
***б* – рисунок полосы после лазерного воздействия с размеченными зонами облучения**

Исследование топографии поверхности образцов выполнялось на сканирующем зондовом микроскопе "*SOLVER-47 PRO*" (NT-MDT). Сканирование поверхности проводилось методом атомной силовой микроскопии (АСМ) в контактном режиме. В результате сканирования каждого образца получено не менее четырех сканов его облученной области. Размеры сканов составляли участки размерами 5×5 мкм^2. Для получения числовых значений среднеарифметической шероховатости поверхности образцов (R_a) была проведена обработка снятых сканов методом Roughness Analysis. Для этого использовалось специальное программное обеспечение, поставляющееся дополнительно к зондовому микроскопу – Image Analysis v.3.5. В результате обработки было получено порядка пятнадцати значений R_a. По полученному массиву данных R_a происходило усреднение его значения и рассчитывалось среднеквадратическое отклонение (СКО) измеренных величин.

Оптические изображения рельефа поверхности образцов получены с помощью оптической видеосистемы сканирующего зондового микроскопа "*SOLVER-47 PRO*".

Микротвердость образцов измерялась и рассчитывалась согласно ГОСТ 2999-75. Измерение проводилось методом Виккерса (путем вдавливания в материал алмазной пирамиды с углом 136 градусов между противоположными гранями) (рис. 3, *а*). Замеры диагоналей отпечатков проведены с помощью микротвердомера "*ПМТ-3*" (рис. 3, *б*) при нагрузке на индентор в 50 г и выдержкой под нагрузкой 10 с. Для повышения достоверности измеренных данных было получено не менее десяти отпечатков для каждого исследуемого состояния образца.

Элементный состав поверхностных слоев аморфного сплава до и после облучения исследован методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на спектрометре "*SPECS*". Рентгеноэлектронные спектры возбуждались MgKα-излучением с энергией 1253,6 эВ. Вакуум в камере спектрометра при съемке спектров составлял ~10÷9 Торр. Перед съемкой спектров проводилась очистка поверхности при помощи ионной пушки. Послойный анализ проведен с использованием травления поверхности ионами аргона с энергией 4 кэВ и плотностью тока 30 мкА/см^2. Расчетная скорость травления составляла значение ~ 1 нм/мин. Разрешение (ширина на половине высоты) по линии Au4f7/2 равнялось 1,2 эВ. Обработка полученных экспериментальных данных и разложение спектров производились с помощью программы CasaXPS. На основе полученных РФЭС-данных были построены профили распределения концентраций элементов по глубине образцов. Относительная ошибка определения концентрации элементов имела значение ±3 % от измеряемой величины (в области средних концентраций).



а) *б*)

Рис. 3. Измерение микротвердости образцов:
а* – схема измерения микротвердости; *б* – фотография микротвердомера *"ПМТ-3"

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. Исходное состояние аморфных образцов $FeSi_6B_{16}$

Согласно дифрактограммам исходные образцы находились в аморфном состоянии, соответствующем однофазному связанному состоянию пересыщенного твердого раствора на основе железа без признаков присутствия каких-либо кристаллических фаз (рис. 4).

Анализ построенных на основе РФЭС-данных профилей распределения концентрации элементов поверхностного слоя образца (рис. 5) показал, что распределение компонентов в области до 5 нм носит немонотонный характер. В слое до 2 нм наблюдается содержание железа ~ 25 ат.% и кремния ~ 15 ат.%, а содержание бора ~ 6 ат.%. Также в этом слое было отмечено наличие высокой концентрации кислорода (~ 40 ат.%).

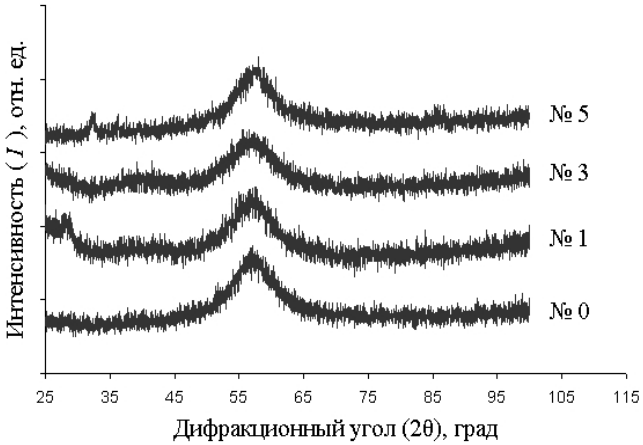


Рис. 4. Дифрактограммы аморфного сплава $FeSi_6B_{16}$ до и после облучения

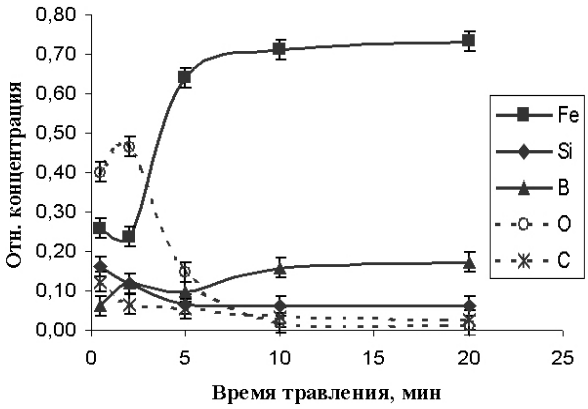


Рис. 5. Профили концентраций элементов по глубине для исходного необлученного образца $FeSi_6B_{16}$

Поскольку в спектрах Fe, Si и B присутствуют компоненты с бóльшими значениями энергий связи, то можно говорить о нахождении этих элементов в приповерхностном слое в связи с кислородом. Углерода в этом слое было ~ 12 ат.%. Его присутствие в этом слое можно отнести к некоторому загрязнению поверхности. В слое глубиной 2÷5 нм происходит увеличение концентрации железа до ~ 64 ат.%, бора до 10 ат.% и снижение содержания кремния и кислорода (Si ~ 7 ат.%, O ~ ат.10%). Интенсивность линии C1s в спектрах углерода близка к интенсивности фона. В слоях свыше 5 нм концентрация элементов системы Fe-Si-B постепенно перераспределяется к соответствию с составом исходного сплава $FeSi_6B_{16}$. На глубине 10÷20 нм содержание железа становится ~ 75 ат.%, бора ~ 16 ат.% и кремния ~ 6 ат.%. При этом интенсивности линии O1s и C1s в спектрах кислорода и углерода находятся на уровне интенсивности фона.

Согласно анализу АСМ-изображений исходного образца установлено, что морфология поверхности необлученного аморфного сплава $FeSi_6B_{16}$ с матовой стороны представляет собой рельеф переменного профиля без каких-либо резких перепадов высот. На обратной стороне рельеф поверхности более ровный и плоский. АСМ-анализ параметров шероховатости поверхности подтвердил эти наблюдения. Матовая сторона имела значение R_a = (3,0±1,9) нм, а противоположная – (0,9±0,8) нм.

Измеренная микротвердость образцов имела значение (567,6±8,5) HV.

2. Состояние аморфных образцов $FeSi_6B_{16}$ после лазерного воздействия

Для косвенной оценки степени влияния лазерного излучения на образцы провели АСМ-исследования топографии рельефа поверхности облученной зоны. При этом необлученные стороны образцов во всех случаях исследования не изучались.

Перед тем как образец с определенным режимом облучения был вырезан из полосы и помещен на предметный столик сканирующего зондового микроскопа, визуально и по оптическим изображениям оценили внешние изменения полосы. Было установлено, что облучение образцов одним импульсом (образец № 1) и тремя импульсами (образец № 2) внешне не повлияло на полосу. У образцов № 3 (N = 5) и № 4 (N = 7) наблюдалось изменение цвета поверхности в зоне облучения – произошло небольшое потемнение поверхности. Облучение образца девятью импульсами (образец № 5) привело как сильному потемнению (“по чернению”) поверхности, так и к прогибанию полосы с обратной стороны под зоной облучения (рис. 6).

Рис. 6. Фотография части аморфной полосы с обратной не облучаемой стороны (область под зоной облучения образца № 5)

На микроуровне согласно анализу АСМ-изображений и данных по шероховатости поверхности образцов установлено, что в образцах № 1 и № 2 относительно исходного состояния (образец № 0) наблюдалось увеличение развитости рельефа (рис. 7). Рельеф становится менее однородным – увеличивается перепад высот (с 50 нм до 100 и 120 нм), повышается R_a (рис. 8). У образца № 3 рельеф становится более плоским, а на поверхности наблюдаются области похожие на оплавленную структуру. Рельеф образцов № 4 и № 5 становится полностью плоским и оплавленным с низким значением R_a (рис. 8) и перепадом высот равным порядка 20÷25 нм.

Подводя итог АСМ-исследований, можно сказать, что термическое воздействие лазера на все образцы было достаточно сильным и приводило к плавлению их поверхности. Причем, чем интенсивнее и мощнее было воздействие, тем сильнее происходил нагрев и плавление образцов.

Согласно представленным дифрактограммам облученных образцов (рис. 4) установлено, что исследуемые образцы после облучения все так же являются рентгеноаморфными. Но при этом в образцах № 1, № 2, № 3, № 4 на участке дифрактограммы $2\theta = 30\div45^o$ перед основным гало появляется дополнительное, а интенсивность основного гало увеличивается. Соответственно уменьшается ширина линии основного гало, что может свидетельствовать о начинающейся кристаллизации фаз из аморфного состояния. В образце № 5 дополнительно к наблюдаемым изменениям как в предыдущих образцах было отмечено появление в интервале углов $2\theta = 25\text{-}40^o$ рефлексов с d_1 = 3,49 Å и d_2 = 3,12 Å. Однако идентифицировать фазу с таким малым числом отражений не представилось возможным, но можно предположить о продолжающихся процессах кристаллизации фаз из аморфного состояния.

Сопоставляя данные АСМ-анализа и рентгеновской дифрактометрии, скорее всего, можно считать, что в результате многоимпульсной лазерной обработки аморфного сплава в каждом случае облучения происходит накопление тепла от импульса к импульсу лазера. Способствуя значительному росту температуры на облучаемой поверхности образцов с

увеличением числа импульсов лазера. Результатом такого нагрева было распространение фронта тепловой волны с сильно нагретой поверхности образцов вглубь материала. Это могло привести к разогреву бóльшего объема аморфного сплава и снизить скорость его охлаждения (при толщине образцов $\sim 40\ \mu$m он мог прогреться на бóльшую глубину). Возникший в результате нагрева разогретый слой имел больше времени на остывание и образование кристаллических зародышей, что и показали данные дифрактограмм. Однако, по-видимому, из-за быстрого охлаждения зоны облучения образцов, после прекращения действия лазера, произошло “замораживание” роста образовавшихся зародышей кристаллической фазы. Поэтому образцы в объеме оставались все так же рентгеноаморфными.

Измеренная микротвердость образцов после сфокусированного лазерного воздействия выявила, относительно исходного состояния, повышение микротвердости для всех режимов облучения (рис. 9).

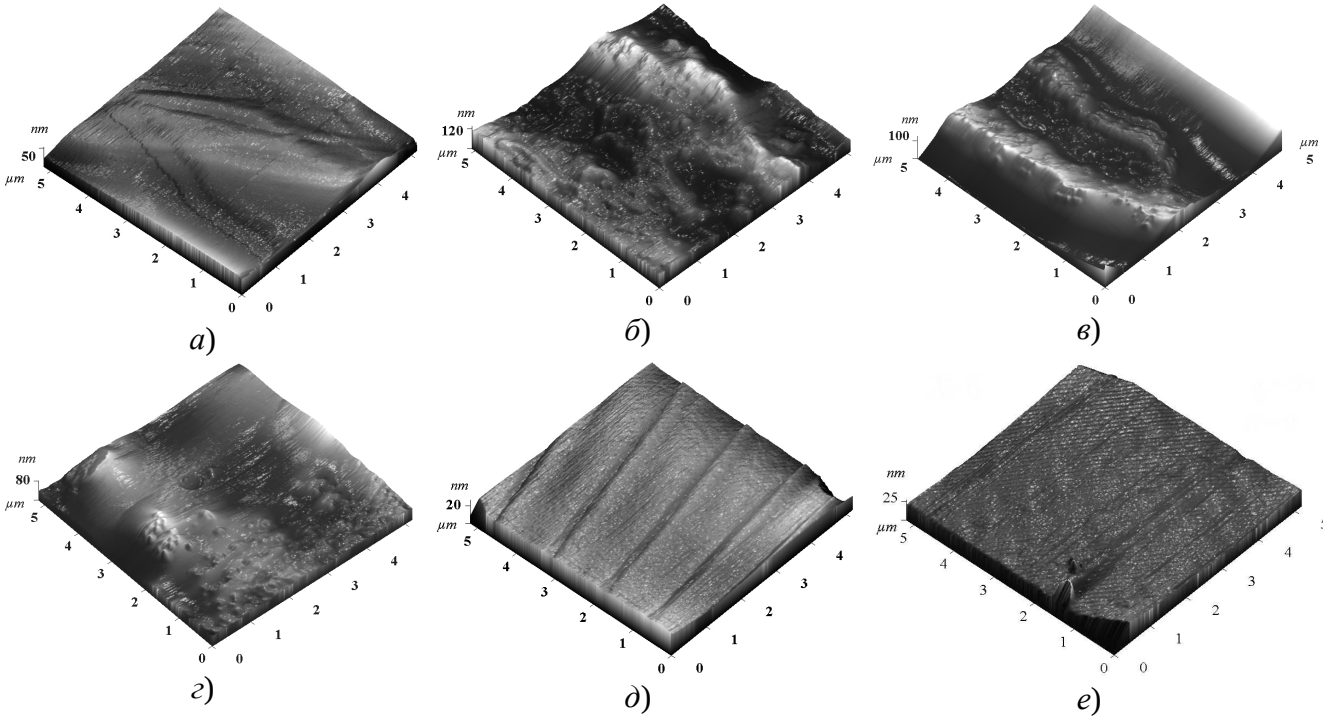


Рис. 7. АСМ-изображения топографии матовой поверхности образцов $FeSi_6B_{16}$ после облучения при постоянной плотности мощности лазера $q_f = 5{\cdot}10^5$ Вт/см^2 (5×5 мкм): *а* – исходная необлученная поверхность; *б* – поверхность образца № 1 (N = 1); *в* – поверхность образца № 2 (N = 3); *г* – поверхность образца № 3 (N = 5); *д* – поверхность образца № 4 (N = 7); *е* – поверхность образца № 5 (N = 9)

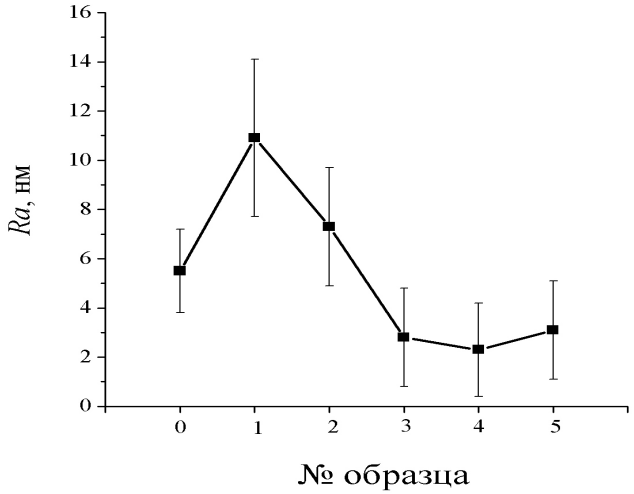


Рис. 8. График изменения среднеарифметической шероховатости поверхности аморфных образцов $FeSi_6B_{16}$

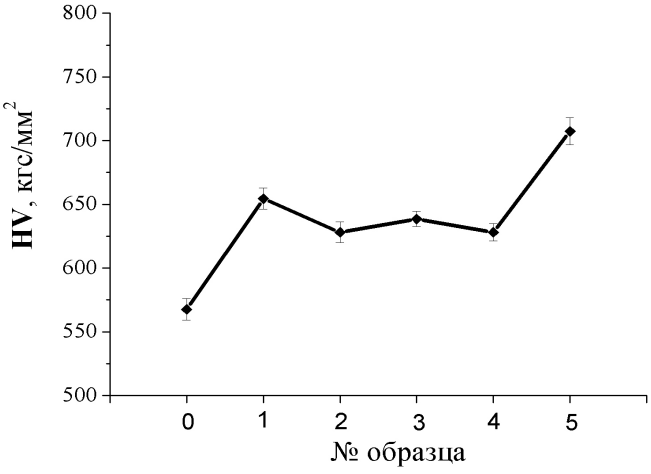


Рис. 9. График изменения микротвердости аморфного сплава $FeSi_6B_{16}$ от количества импульсов лазера

Такое повышение микротвердости, скорее всего, связано с процессами образования в аморфной матрице сплава $FeSi_6B_{16}$ кристаллической фазы, которая повышает прочностные свойства материала. Возникновение кристаллической фазы может быть следствием диффузионного перераспределения составляющих элементов сплава во время лазерного воздействия, которое обусловлено стремлением облучаемой метастабильной системы к упорядочению исходной структуры. При этом диффузионная подвижность элементов системы может обеспечиваться за счет размягчения разогретого слоя аморфного сплава в результате высокоэнергетического воздействия на образцы. Итогом такого перераспределения элементов может быть появление в аморфном сплаве концентрационных неоднородностей, которые могут стать зародышами кристаллической фазы [10 – 16]. После прекращения лазерного воздействия количество закристаллизовавшегося материала в сплаве будет пропорционально времени остывания материала, которое в свою очередь зависит от степени разогрева и проплавления сплава. Поскольку на дифрактограмме образцов идентифицировать образующуюся кристаллическую фазу оказалось невозможно (ввиду малого числа отражений), был проведен литературный анализ исследований по кристаллизации сплава Fe-Si-B. На основе приведенных в литературном источнике [12] экспериментальных работ можно полагать, что сплав $FeSi_6B_{16}$ с содержанием Si < 10 at.% будет кристаллизоваться с образованием фаз α-$Fe_{1-Z}Si_Z$ и Fe_2B. Следовательно, наблюдаемое повышение микротвердости образцов может быть следствием образования кристаллической фазы Fe_2B. Косвенно в пользу этого предположения могут служить обработанные для этих образцов РФЭС-данные. Согласно построенным профилям распределения концентрации бора по глубине в поверхностных слоях образцов наблюдается после лазерного воздействия тенденция снижения количества бора в этих слоях (рис. 10). Так, для образца № 1 относительно исходного состояния (образец № 0) на глубине до 17 нм содержание бора понижено примерно в 1,3 раза. Однако далее на глубине до 20 нм количество бора растет с 12 ат.% до 19 ат.%, в то время когда в исходном состоянии содержание бора на этой же глубине было ~16 ат.%.

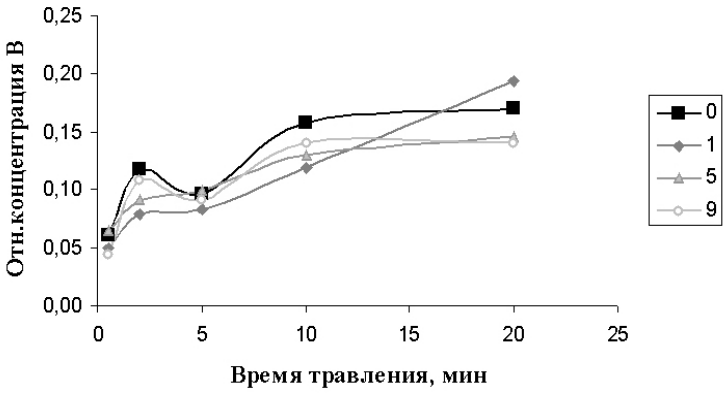


Рис. 10. Профили концентрации бора по глубине для облученных образцов $FeSi_6B_{16}$ в зависимости от числа импульсов лазера

Для остальных образцов так же отмечалось снижение концентрации бора, но уже во всем анализируемом слое. Скорее всего, вследствие бóльшего прогрева и размягчения объема аморфного сплава бор мог мигрировать на бóльшую глубину. Следовательно, наверное, можно будет ожидать такое же повышение его концентрации, но уже на бóльших глубинах, чем было проанализировано для этих образцов методом РФЭС.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выяснено, что при многоимпульсном сфокусированном лазерном воздействии на аморфный металлический сплав $FeSi_6B_{16}$ происходит высокотемпературный нагрев поверхности образцов в зоне облучения. Такой нагрев приводит как к плавлению поверхности образцов, так и к распространению фронта тепловой волны с сильно нагретой поверхности во внутренние слои материала. Процесс высокотемпературного нагрева образцов, полагаем, связан с накоплением в зоне облучения тепла от импульса к импульсу лазера, когда энергия, поглощаемая сплавом, определятся не энергией отдельных импульсов, а суммарной энергией серии импульсов.

Установлено, что при многоимпульсной лазерной обработке возникший в результате нагрева разогретый слой материала имел больше времени на остывание и образование кристаллических зародышей. Процесс кристаллизации сплава мог быть следствием диффузионного перераспределения составляющих элементов сплава при стремлении системы к стабилизации структуры, что приводило к появлению в аморфной матрице областей с концентрационной неоднородностью элементов системы, обеспечивающих в этих областях зарождение зародышей кристаллической фазы. При этом подвижность элементов системы *Fe-Si-B*, скорее всего, было следствием сильного разогрева, проплавления и размягчения, подвергшихся воздействию лазера, слоев сплава. Согласно проведенному анализу результатов измерения микротвердости показано увеличение значений микротвердости относительно исходного состояния для всех образцов, которое может быть следствием образования в аморфном сплаве кристаллической фазы Fe_2B.

Работа выполнена в рамках Госзадания АААА-А17-117022250040-0.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Арутюнян Р. В., Баранов В. Ю., Большов Л. А., Малюта Д. Д., Себрант А. Ю. Воздействие лазерного излучения на материалы. М.: Наука, 1989. 367 с.

2. Сэм М Ф. Лазеры и их применение // Соросовский образовательный журнал. 1996. № 6. С. 92-98. URL: http://bookre.org/reader?file=817976&pg=0 (дата обращения 03.08.2018).

3. Физическое материаловедение. Учебник для вузов. В 6 томах. Том 5 Материалы с заданными свойствами / под общ. ред. Б.А. Калина. М.: МИФИ, 2008. 672 с.

4. Вейко В. П., Либенсон М. Н., Червяков Г. Г., Яковлев Е. Б. Взаимодействие лазерного излучения с веществом. Силовая оптика: учебное пособие / под ред. В.И. Конова. М.: Физматлит, 2008. 312 с.

5. Климков Ю. М., Майоров В. С., Хорошев М. В. Взаимодействие лазерного излучения с веществом: учебное пособие. М.: МИИГАиК, 2014. 108 с.

6. Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В., Кокора А. Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

7. Быковский Ю. А., Неволин В. Н., Фоминский В. Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 235 с.

8. Григорьевич А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ, 2008. 663 с.

9. Хомич В. Ю., Шмаков В. А. Механизмы и модели прямого лазерного наноструктурирования материалов // Успехи физических наук. 2015. Т. 185, № 5. С. 489-499.

10. Глезер А. М., Молотилов Б. В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 208 с.

11. Аморфные металлические сплавы / под ред. Ф.Е. Люборского. М.: Металлургия, 1987. 584 с.

12. Манохин А. И., Митин Б. С., Васильев Б. С., Ревякин А. В. Аморфные сплавы. М.: Металлургия, 1984. 160 с.

13. Фельц А. Аморфные и стеклообразные неорганические твердые тела / пер. с нем. Г.З. Виноградовой, А.В. Колобова, И.Б. Куценка, под ред. И.В. Тананаева, С.А. Дембовского. М.: Мир, 1986. 558 с.

14. Абросимова Г. Е. Эволюция металлических стекол при внешних воздействиях. дис. докт. физ.-мат. наук. Черноголовка, 2012. 275 с.

15. Аморфные металлические сплавы. Научные труды / под ред. Ю.А. Скакова. М.: Металлургия, 1983. № 147. 128 с.

16. Баянкин В. Я., Васильев В. Ю., Шабанова И. Н. Сегрегационные эффекты на поверхности метастабильных металлических систем. Ижевск: Изд-во ИПМ УрО РАН, 1999. 288 с.

ASSESSMENT INFLUENCE OF FOCUSED LASER RADIATION ON THE CHANGE OF STRUCTURE, MICROHARDNESS AND THE COMPOSITION OF AMORPHOUS METAL $FeSi_6B_{16}$ ALLOY

[1]Zhikharev A.V., [1]Bayankin V.Ya., [1]Bystrov S.G., [2]Orlova N.A.

[1] Udmurt Federal Research Center, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, Russia
[2] Udmurt State University, Izhevsk, Russia

SUMMARY. The article discusses the results of investigations of the influence of a focused pulsed laser radiation on the physical-chemical structure and microhardness amorphous alloy $FeSi_6B_{16}$. Using scanning probe microscopy, X-ray

photoelectron spectroscopy, diffraction and micro-hardness measurements show the effect of the number of laser pulses on the redistribution of the elements of the system, changing the topography of the exposed surface, as well as changes in the structure and microhardness. The possible reasons explaining the changes observed in the samples after laser irradiation have been considered.

KEYWORDS: laser irradiation, amorphous alloy, non-equilibrium condition, scanning probe microscopy, microhardness.

REFERENCES

1. Arutyunyan R. V., Baranov V. Yu., Bolshov L. A., Malyuta D. D., Sebrant A. Yu. *Vozdeystvie lazernogo izlucheniya na materialy* [Impact of laser radiation on materials]. Moscow: Nauka Publ., 1989. 367 p.

2. Sem M. F. Lazery i ikh primenenie [Lasers and their application]. *Sorosovskiy obrazovatelnyy zhurnal* [Soros Educational Journal], 1996, no. 6, pp. 92-98. URL: http://bookre.org/reader?file=817976&pg=0 (accessed August 3, 2018).

3. *Fizicheskoe materialovedenie. Uchebnik dlya vuzov. V 6 tomakh. Tom 5 Materialy s zadannymi svoystvami* [Physical Materials. Volume 5 Materials with desired properties]. Pod obshch. red. B.A. Kalina. Moscow: MIFI Publ., 2008. 672 p.

4. Veyko V. P., Libenson M. N., Chervyakov G. G., Yakovlev E. B. *Vzaimodeystvie lazernogo izlucheniya s veschestvom. Silovaya optika. Uchebnoe posobie* [Interaction of laser radiation with substance. Power optics. Tutorial]. Pod red. V.I. Konova. Moscow: Fizmatlit Publ., 2008. 312 p.

5. Klimkov Yu. M., Majors V. S., Horoshev M. V. *Vzaimodeystvie lazernogo izlucheniya s veschestvom: uchebnoe posobie* [Interaction of laser radiation with substance: manual]. Moscow: MIIGAiK Publ., 2014. 108 p.

6. Rykalin N. N., Uglov A. A., Zuev I. V., Kokora A. N. *Lazernaya i elektronno-luchevaya obrabotka materialov. Spravochnik.* [Laser and electron beam material processing. Directory]. Moscow: Mashinostroenie Publ., 1985. 496 p.

7. Bykovskiy Yu. A., Nevolin V. N., Fominskiy V. Yu. *Ionaya i lazernaya implantatsiya metallicheskikh materialov* [Ion and laser implantation of metallic materials]. Moscow: Energoatomizdat Publ., 1991. 235 p.

8. Grigoryevich A. G., Shiganov I. N., Misyurov A. I. *Tehnologicheskie protsessyi lazernoy obrabotki* [Technological processes of laser processing]. Moscow: MGTU Publ., 2008. 663 p.

9. Khomich V. Y., Shmakov V. A. Mechanisms of direct laser nanostructuring of materials. *Physics-Uspekhi*, 2015, vol. 58, no. 5, pp. 455-465. https://doi.org/10.3367/UFNe.0185.201505c.0489

10. Glezer A. M., Molotilov B. V. *Struktura i mekhanicheskie svoystva amorfnykh splavov* [Structure and mechanical properties of amorphous alloys]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1992. 208 p.

11. *Amorfnye metallicheskie splavy* [Amorphous metal alloys]. Pod red. F.Ye. Lyuborskogo. Moscow: Metallurgiya Publ., 1987. 584 p.

12. Manokhin A. I., Mitin B. S., Vasilev B. S., Revyakin A. V. *Amorfnye splavy* [Amorphous alloys]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1984. 160 p.

13. Felts A. *Amorfnye i stekloobraznye neorganicheskie tverdye tela* [Amorphous and glassy inorganic solid]. Edited by Vinogradova G.Z. and et. al. Moscow: Mir Publ., 1986. 558 p.

14. Abrosimova G. E. *Evolyutsiya metallicheskih stekol pri vneshnih vozdeystviyah* [Evolution of metal glasses at external influences]. Diss. doct. phys.-mat. of sciences. Chernogolovka, 2012. 275 p.

15. *Amorfnye metallicheskie splavy. Nauchnye trudy* [Amorphous metal alloys. Scientific works]. Pod. red. Yu.A. Skakov. Moscow: Metallurgiya Publ., 1983, no. 147. 128 p.

16. Bayankin V. Ya., Vasilev V. Yu., Shabanova I. N. *Segregatsionnye effekty na poverkhnosti metastabilnykh metallicheskikh sistem* [Segregatsionnye effects on a surface of metastable metal systems]. Izhevsk: IPM UrO RAN Publ., 1999. 288 p.

Жихарев Александр Владимирович, кандидат технических наук, научный сотрудник,
Физико-технический институт УдмФИЦ УрО РАН, тел. 8(3412) 43-15-73, e-mail: less@udman.ru

Баянкин Владимир Яковлевич, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник,
Физико-технический институт УдмФИЦ УрО РАН, тел. 8(3412) 43-01-71, e-mail: less@udman.ru

Быстров Сергей Геннадьевич, кандидат химических наук, старший научный сотрудник,
Физико-технический институт УдмФИЦ УрО РАН, тел. 8(3412) 72-87-79, e-mail: bystrov.sg@mail.ru

Орлова Надежда Александровна, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики твердого тела, УдГУ, e-mail: orlova@udsu.ru