

В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая

*Карагандинский государственный университет им. Е.А.Букетова
(E-mail: vitas-laurinas@rambler.ru)*

Влияние лазерного облучения на механические свойства многофазных наноструктурных покрытий

В работе обсуждены результаты исследования влияния лазерного облучения на механические свойства ионно-плазменных покрытий. Отмечено, что для получения покрытий использовались многокомпонентные плазменные потоки, осаждение покрытий производилось в атмосфере аргона и азота. Показано, что свойства покрытий Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti, полученные в среде аргона и азота, после лазерного облучения изменяются различным образом, что связано с особенностями поведения нитридной фазы при воздействии лазерного излучения. Определено: свойства покрытий Fe–Al после лазерного облучения практически не изменяются, что связано с особенностями структуры этих покрытий, которая представляет собой незамкнутую структуру.

Ключевые слова: лазерное облучение, покрытие, трение, микротвердость, микроструктура, наноструктура.

Введение

Приоритетным направлением современной науки и техники является создание новых материалов на основе нанотехнологий и, в частности, получение многокомпонентных покрытий с размером зерна, не превышающим 100 нм [1–5].

С физической точки зрения переход к наноструктурному состоянию связан с размерными эффектами, которые проявляются при размере частиц около 50 нм, особенно четко при размерах менее 10 нм [6, 7].

Среди наноматериалов наибольший интерес представляют собой нанокompозитные покрытия, состоящие, как минимум, из двух фаз с нанокристаллической и/или аморфной структурой [5, 8–10].

Главная задача в развитии нанокompозитных покрытий состоит в исследовании и создании условий, позволяющих управлять процессом их получения.

В настоящее время существуют различные способы формирования нанокристаллических покрытий [11–14], среди которых можно отметить методы ионного ассистирования и формирования многокомпонентных фазовых потоков, использованных в настоящей работе.

Лазерное излучение обладает высокой энергонасыщенностью, монохроматичностью и когерентностью, узкой направленностью. Оно позволяет концентрировать энергию с плотностью мощности от предельно малой до 10^{18} Вт/см². Лазерное излучение при воздействии на поверхность обрабатываемого материала позволяет быстро и дозированно передавать эту энергию. Возможность такого интенсивного подвода энергии к материалу обуславливает локальность тепловых и связанных с ними других физических процессов. Модификация свойств материалов лазерным излучением по физической сути сводится к локальному термическому воздействию. Поэтому оно определяется теплофизическими параметрами материала, плотностью мощности и временем воздействия излучения, в целом количеством удельной энергии, поглощенной материалом, и скоростью ее рассеивания. Структура слоя, упрочненного лазерным излучением, характеризуется большой твердостью, пониженной химической активностью, меняются механические характеристики, термостойкость, величина и характер распределения остаточных напряжений [15–18].

При действии лазерного излучения с интенсивностью ниже порога выплеска расплава в оплавленном или разогретом слое образца протекают различные структурные и фазовые превращения. При воздействии одиночного лазерного импульса длительностью τ прогревается слой толщиной порядка $\tau\chi^{1/2}$, где χ — коэффициент температуропроводности. Если толщина образца много больше толщины этого слоя, то за счет теплопроводности происходит быстрое остывание и характерная скорость охлаждения для конструкционных сталей достигает величины порядка $10^3/\tau$ К/с. Это означает, что при использовании лазеров с длительностью импульса 10^{-6} – 10^{-8} с скорости охлаждения состав-

ляют 10^9 – 10^{11} К/с. При таких скоростях возможно возникновение метастабильных фаз, ультрадисперсных кристаллических структур и на специальных сплавах — аморфных структур [15–18].

При контакте оплаиваемой поверхности с химически активной средой модификация поверхности связана с изменением химического состава. В этом случае реализуется случай термохимической обработки поверхности, протекание которого определяется агрегатным состоянием химически активной среды.

При лазерном облучении имеют место микро- и макроструктурные превращения из-за лазерных ударных волн (ЛУВ). Воздействие ЛУВ на твердое тело имеет ряд особенностей, включающих их избирательность действия на примесные атомы и интенсивное дефектообразование в области формирования ударной волны.

В настоящей работе обсуждаются результаты исследования механических и трибологических свойств многофазных нанокристаллических покрытий после воздействия на них лазерного излучения. Методика осаждения покрытий и их структура описаны в работах [19–26].

Методика эксперимента

В настоящей работе использовались катоды Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al и Fe–Al, с помощью которых наносились покрытия на установке ННВ-6.6И1 на стальную подложку при различных технологических режимах и в различных газовых атмосферах. Количественный анализ элементного состава покрытий проводился на электронном микроскопе JEOL JSM-5910. Исследование микротвердости композиционных покрытий проводилось на микротвердомере HVS-1000А. Микроструктура покрытий определялась на металлографическом микроскопе Эпиквант. Контроль качества покрытий производился на установке ПККП-1К методом анодно-поляризационного инициирования дефектов (АПИД). Трибологические исследования проводились на установке, описанной в работе [27].

Нами использовалось осаждение многофазных покрытий в условиях ионного ассистирования. Перед нанесением покрытий в вакуумной камере производилась очистка подложек сначала тлеющим разрядом, для чего на подложку подавалось напряжение 1–3 кВ в течение 5–10 мин, затем — ионная очистка.

В качестве источника лазерного излучения в работе использовался лазер на алюмоиттриевом гранате, легированном неодимом ($\lambda = 1064$ нм). Длительность вспышки ламп накачки лазера, работавшим в режиме свободной генерации, составляла $2 \cdot 10^{-3}$ с. Энергия лазерного импульса составляла 1 Дж и перед проведением эксперимента измерялась с помощью ИМО-2Н, частота следования лазерных импульсов регулировалась от 0,1 до 35 Гц.

Излучение лазера с помощью кварцевой сферической линзы с фокусным расстоянием 50 мм фокусировалось на поверхности образца в пятно, диаметр которого, в зависимости от условий эксперимента, мог составлять 60 мкм и более. Диаметр пятна измерялся с помощью микротвердомера HVS-1000А. Частота следования импульсов подбиралась таким образом, чтобы при фиксированной и нерегулируемой скорости перемещения образца минимальное расстояние между центрами пятен лазерного света на поверхности объекта не превышало их диаметра и составляла 5 Гц.

Результаты эксперимента

Катод Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al. На образцы в количестве 4-х штук было нанесено ионно-плазменное композиционное покрытие Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti в газовой среде аргона в течение 40 мин. Затем образцы № 2 и № 4 были подвержены лазерной обработке с частотой следования импульсов $\nu = 5$ Гц и энергией $E = 1,0$ Дж. Расстояние между фокальной плоскостью линзы и поверхностью образцов составляло 70 мм и 60 мм, соответственно для образцов № 2 и № 4.

На рисунках 1, 2 показана микроструктура покрытий до и после лазерной обработки покрытия.

В таблице 1 приведены коэффициенты трения образцов Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки. Определение коэффициентов трения производилось в паре: покрытие–покрытие; покрытие–алюминий; покрытие–медь.

В таблице 2 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки. Испытание на микротвердость проводилось при нагрузке 0,01 кг, что соответствует 0,098 Н, время выдержки 15 с.

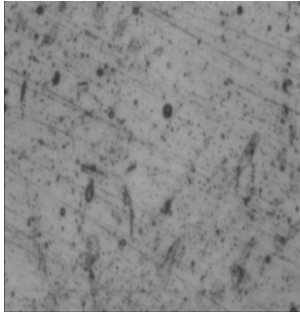


Рисунок 1. Микроструктура покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti в газовой среде аргона до лазерного облучения

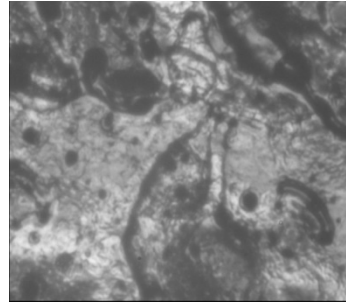


Рисунок 2. Микроструктура покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti в газовой среде аргона после лазерного облучения

Т а б л и ц а 1

Результаты трибологических исследований покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде аргона

Образец	Коэффициент трения		
	покрытие–покрытие	покрытие–алюминий	покрытие–медь
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti без лазерной обработки	0,413	0,302	0,269
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al +Ti после лазерной обработки, R = 70 мм	0,274	0,265	0,264

Т а б л и ц а 2

Результаты исследований микротвердости покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде аргона

Образец	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti без лазерной обработки	0,01	190,5
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti после лазерной обработки	0,01	328,0



Рисунок 3. Микроструктура покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в газовой среде азота после лазерного облучения, R = 67 мм

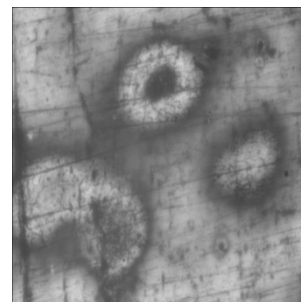


Рисунок 4. Микроструктура покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в газовой среде азота после лазерного облучения, R = 65 мм

При осаждении Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в атмосфере азота структура покрытия резко изменяется и образуется ячеистая наноструктура. Это явление рассмотрено нами в работе [28]. Полученные в этой работе экспериментальные данные укладываются во все рассмотренные модели образования ячеистой структуры: концентрационного переохлаждения, связанного с наличием радиального градиента концентрации примеси нитрида титана; ячеек Бенара, возникновение которых обусловлено наличием вертикального градиента температуры; ячеистой дислокационной структуры, связанной с наличием пластических деформаций в покрытии. Окончательный выбор модели и, соответственно,

управляющего параметра пока еще не сделан. Возможно, что на процесс формирования покрытий оказывают влияние все механизмы в той или степени.

На рисунках 3–4 показана микроструктура покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в атмосфере азота.

В таблице 3 приведены коэффициенты трения образцов Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки.

Т а б л и ц а 3

Результаты трибологических исследований покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде азота

Образец	Коэффициент трения		
	покрытие–покрытие	покрытие–алюминий	покрытие–медь
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде азота, без лазерной обработки	0,243	0,304	0,431
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде азота, после лазерной обработки	0,229	0,370	0,320

В таблице 4 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки.

Т а б л и ц а 4

Результаты исследований микротвердости покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде азота

Образец	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti без лазерной обработки	0,025	804,4
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti после лазерной обработки, R = 67 мм	0,025	365,5
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti после лазерной обработки, R = 70 мм	0,025	297,2

Катод Fe–Al. Структура покрытия Fe–Al резко отличается от структуры покрытия других исследованных многофазных покрытий. В этом случае наблюдаются незамкнутые наноструктуры [29]. На структуру покрытия Fe–Al значительное влияние оказывает величина тока дуги. Увеличение тока разряда дуги приводит к увеличению толщины покрытия, однако при возрастании тока свыше 130 А снижается совершенство структуры и резко повышается количество капельной фазы, которая является причиной снижения прочности сцепления подложки с покрытием. При малой мощности разряда (ток дуги < 20–30 А) из-за уменьшения коэффициента ионизации плазмы в пленку «замуровываются» нейтральные частицы реакционного газа и катода, что способствует повышению концентрации дефектов покрытия. Экспериментально нами определен оптимальный ток дуги — 90 А.

На рисунках 5–6 показана микроструктура покрытия Fe–Al, полученного в атмосфере аргона.

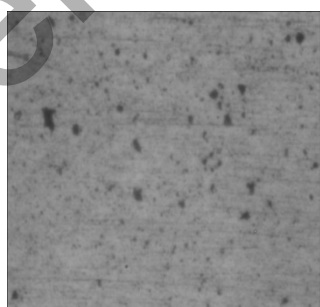


Рисунок 5. Микроструктура покрытия Fe–Al в газовой среде аргона до лазерного облучения

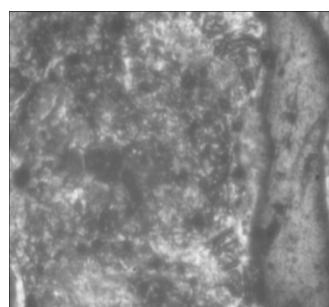


Рисунок 6. Микроструктура покрытия Fe–Al в газовой среде аргона после лазерного облучения

В таблице 5 приведены коэффициенты трения образцов Fe–Al в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки.

Т а б л и ц а 5

Результаты трибологических исследований покрытия Fe–Al, полученного в среде аргона

Образец	Коэффициент трения	
	покрытие–алюминий	покрытие–медь
Fe–Al без лазерной обработки	0,327	0,282
Fe–Al после лазерной обработки, $R = 70$ мкм	0,342	0,348

В таблице 6 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов Fe–Al в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки.

Т а б л и ц а 6

Результаты исследований микротвердости покрытия Fe–Al, полученного в среде аргона

Образец	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
Fe–Al без лазерной обработки	0,025	196,8
Fe–Al после лазерной обработки, $R = 70$ мкм	0,025	253,2

Приведем теперь результаты РФЭС анализа покрытий Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al и Fe–Al.

На рисунках 7–8 показаны характеристические рентгеновские энергодисперсионные спектры элементарных составляющих указанных выше покрытий. В спектрах легко различимы пики, соответствующие всем химическим элементам исследуемых образцов. Не обнаружены пики углерода, что свидетельствует о химической чистоте образцов.

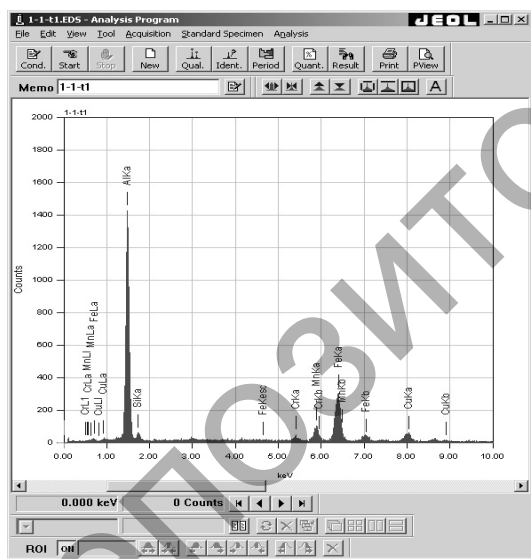


Рисунок 7. РФЭС покрытий Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al

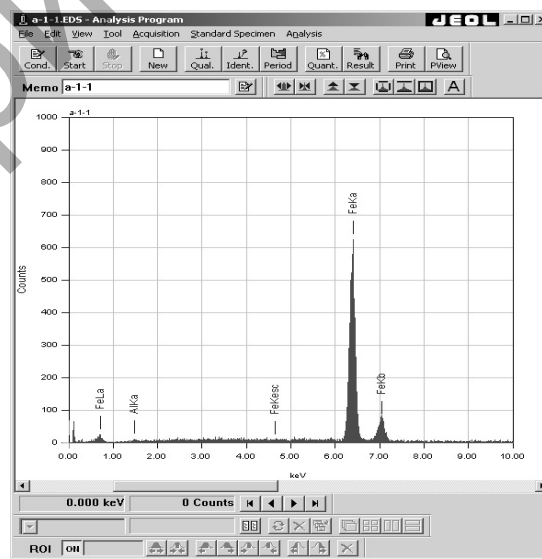


Рисунок 8. РФЭС покрытий Fe–Al

Из энергодисперсионных спектров найдены энергии квантов контрольных линий, полностью совпадающие с табличными и вычисленными по закону Мозли. Путем математической обработки энергодисперсионных спектров по специальной программе PHI-RHO-Z были определены концентрации элементов. Концентрации элементов определены с использованием аналитических сигналов Al K_{α} , Si K_{α} , Cr K_{α} , Mn K_{α} , Fe K_{α} , Cu K_{α} , имеющих максимальные интенсивности.

Полученные значения массовых концентрации элементов композиционных катодов были использованы для расчета их стехиометрии в анализируемом соединении. Значения массовых концентраций G , % элементов взяты из данных эксперимента. Атомные массы элементов M_i известны из периодической системы элементов. Результаты расчета представлены в таблице 7.

Результаты расчета стехиометрии компонентов

Покрытие	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	Химическая формула по данным анализа
Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al	1	4,32	4,64	5,26	18,39	67,85	$\text{CrMn}_{4,32}\text{Si}_{4,64}\text{Cu}_{5,26}\text{Fe}_{18,39}\text{Al}_{67,85}$
Al–Fe	1	43,04					$\text{AlFe}_{43,04}$

Обсуждение результатов экспериментов

Сущность лазерного упрочнения железоуглеродистых сталей, как и обычных методов закалки, состоит в бездиффузионном превращении, при быстром охлаждении гранцентрированной кубической решетки аустенита, в искаженную объемно-центрированную решетку мартенсита [30]. Характерной чертой мартенсита является его высокая твердость, с одной стороны, и низкая пластичность и хрупкость — с другой. В нашем случае, как это следует из данных РФЭС, исследуемые покрытия не содержат углерода, несмотря на высокое содержание железа (табл. 7).

Закалка цветных металлов не связана с фазовыми переходами в объеме вещества, а обусловлена «исправлением» искажений структуры металлов, возникших при их затвердевании [31]. Поэтому в нашем случае влияние лазерного излучения на свойства композиционных покрытий, основу которых составляет алюминий, не столь тривиально, как это может показаться с первого взгляда. К этому нужно добавить и наноструктурное состояние исследованных покрытий, теплофизические свойства которых значительно отличаются от объемных свойств вещества.

Как следует из таблиц 1 и 2, для покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде аргона коэффициент трения после лазерной обработки уменьшается, а микротвердость возрастает. Первый эффект мы связываем с уменьшением шероховатости покрытия при его оплавлении лазерным лучом. Второй эффект обусловлен формированием дислокационной структуры покрытия при резком нагреве-охлаждении, что отчетливо видно из сравнения рисунков 1 и 2.

При нанесении покрытий Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti в среде азота в последнем формируются области, содержащие нитриды титана и хрома, причем по данным РФЭС содержание обеих компонент примерно одинаковое. Размер частиц нитрида титана и хрома по данным электронной микроскопии составляет 100–150 нм. Микроструктуры нитридов титана и хрома имеют преимущественную ориентацию (предположительно в направлении (200)), что отлично от сферической симметрии микроструктур чистого титана. Все это, наряду с ячеистой структурой покрытия, приводит к высокой его микротвердости (табл. 4). После лазерной обработки покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде азота, коэффициент трения изменяется незначительно, а микротвердость уменьшается более чем в 2 раза (табл. 4). Это означает, что в этом случае мы имеем дело не с упрочнением покрытия, а с его отпускком, как это наблюдается в закаленных сталях при высоких температурах.

Однако механизм разупрочнения в нашем случае отличен от механизма отпуска стали, где последний обусловлен фазовым переходом мартенсит→аустенит. Одной из вероятных причин разупрочнения покрытия Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, полученного в среде азота, является коагуляция микроструктур титана и хрома, отчетливо видная на рисунках 3 и 4 и происходящая при остывании расплава после лазерного облучения. Подобный эффект наблюдается при легировании титаном при бескислородной плавке металлов [32]. При этом включения нитридов титана значительно ухудшают свойства литья. Другой причиной разупрочнения может быть тот факт, что при высокой температуре, которая достигается при лазерном облучении, нитриды титана и хрома «разъедаются» окислами железа [32]. Образование окислов железа может происходить как за счет его значительного содержания в покрытии (табл. 7), так и за счет того, что лазерное облучение проводилось на воздухе. Этот вопрос требует дальнейшего исследования.

Для покрытия Fe–Al существенных изменений не наблюдается ни в микроструктуре (рис. 5 и 6), ни в физико-механических свойствах (табл. 5 и 6). Подобный эффект наблюдается и при ионном облучении такого покрытия [23]. Это связано, как мы уже отмечали выше, со специфической незамкнутой диссипативной структурой покрытия Fe–Al. Оказывается, что такая структура нечувствительна ни к радиационному, ни к лазерному облучению. Таким образом, в случае покрытия Fe–Al мы имеем дело с радиационно-стойкой структурой, которая может найти практическое применение в атомной энергетике и космической технике.

Заклучение

В настоящее время лазерные технологии получили «второе дыхание» и активно используются в различных областях науки, техники, медицины, экологическом мониторинге и т.д. Немаловажную роль они стали играть и в нанотехнологиях [33]. В настоящей работе показано, что эффект лазерного воздействия на наноструктурные покрытия может быть довольно разнообразен. Однако решающую роль при этом играет первоначальная структура покрытия, которая задает механизм и направление ее преобразования при внешних, в том числе и лазерных, воздействиях.

Работа выполнена по программе МОН РК 055 «Научная и/или научно-техническая деятельность», подпрограмме 101 «Грантовое финансирование научных исследований». Контракт № 58.

References

- 1 Gleiter H. Nanostructured Materials: Basic Concepts and Microstructure // Acta Materialia. — 2000. — Vol. 48. — № 1. — P. 1–29.
- 2 Golovin J.I. Introduction in nanotechnology. — Moscow: Mechanical engineering, 2003. — 112 p.
- 3 Andrievsky R.A., Ragulja A.V. Nanostructural materials. — Moscow: Publishing centre «Academy», 2005. — 117 p.
- 4 Berlin E., Dvinin S., Seidman L. Vacuum technology and the equipment for drawing and etching of thin films. — Moscow: Technosphere, 2007. — 472 p.
- 5 Reshetnjak E.N., Strelitsky V.E. Synthesis of strengthening nanostructural coverings // Questions of a nuclear science and technics. — 2008. — № 2. — P. 119–130.
- 6 Andrievsky R.A., Glezer A.M. Dimensional effects in nanocrystal materials. II. Mechanical and physical properties // Physics of metals and metallurgical science. — 1999. — Vol. 8. — № 1. — P. 50–73.
- 7 Palumbo G., Erb U., Aust K. Triple line dislocation effect on the mechanical behavior of materials // Scripta Metallurgica et Materialia. — 1990. — Vol. 24. — P. 1347–1350.
- 8 Shtanskiy D.V., Levashov E.A. Multicomponent nanostructural films: problems and decisions // News of high schools. Non-ferrous metallurgy. — 2001. — № 3. — P. 52–57.
- 9 Veprek S., Veprek-Hejman M., Karvankova P. et al. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites // Thin Solid Films. — 2005. — Vol. 476. — P. 1–29.
- 10 Zwang R.F., Veprek S. Crystalline-to-amorphous transition in $Ti_{1-x}Si_xN$ solid solution and the stability of fee SiN studied by combined ab initio density functional theory and thermodynamic calculation // Physical review. — 2007. — Vol. 76. — P. 174–185.
- 11 Watanabe H., Sato Y., Nie C. et al. The mechanical properties and microstructure of Ti-Si-N nanocomposite films by ion plating // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 169–170. — P. 452–455.
- 12 Carvalho S., Ribeiro E., Rebouta L. et al. Effect of morphology and structure on the elastic behavior of (Ti, Si, Al)N nanocomposites // Surf. and Coat. Technol. — 2003. — Vol. 174–175. — P. 984–991.
- 13 Flink A., Larson T., Sjolen J. et al. Influence of Si on the microstructure of arc evaporated (Ti, Si)N thin films; evidence for cubic solid solutions and their thermal stability // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 200. — P. 1535–1542.
- 14 Li Z.G., Mori M., Miyake S. et al. Structure and properties of Ti-Si-N films prepared by ISP assisted magnetron sputtering // Surf. and Coat. Technol. — 2005. — Vol. 193. — P. 345–349.
- 15 Kalinichenko A.S., Bergman G.V. The operated directed hardening and laser processing: the theory and practice. — Minsk: Technoprint, 2001. — 367 p.
- 16 Grigorjants A.G., Shiganov I.N., Misjurov A.I. Technological processes of laser processing. — Moscow: MGTU Publishing house, 2006. — 664 p.
- 17 Vejko V.P., Petrov A.A. Introduction in laser technologies. — St. Petersburg: St. Petersburg State University ITMO, 2009. — 143 p.
- 18 Losev V.F., Morozova E.J., Zipilev V.P. Physical bases of laser processing of materials. — Tomsk, TPU, 2011. — 199 p.
- 19 Jurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. et al. Influence of technological parameters on properties of composite coverings Mn-Fe-Cu-Al // The Bulletin of development of science and education. — 2011. — № 2. — P. 18–23.
- 20 Jurov V.M., Vertjagina E.H., Guchenko S.A. Influence of an ionic irradiation on structure and property of composite coverings // Vestnik KarGU. Physics. — 2011. — № 2 (62). — P. 39–48.
- 21 Jurov V.M., Guchenko S.A., Ibraev N.H. The nanostructured composite coverings and their properties // Works of VIII international scientific conference «Perspective technologies, the equipment and analytical systems for materials technology and nanomaterials». — Almaty, 2011. — Part 1. — P. 168–175.
- 22 Jurov V.M., Ibraev N.H., Guchenko S.A. Nanostructural coverings on the basis of binary alloys of aluminium // Vestnik KazNU named after Al-Farabi. A series physics. — 2011. — № 2(37). — P. 38–44.
- 23 Jurov V.M., Vertjagina E.N., Guchenko S.A. et al. Influence of an ionic irradiation on properties of nanostructural coverings Zn-Al and Fe-Al // Modern high technologies. — 2011. — № 5. — P. 63–68.
- 24 Jurov V.M., Guchenko S.A., Zavatsky O.N. Structure and superficial tension of composite coverings // Vestnik KarGU. Physics. — 2012. — № 1 (65). — P. 45–53.
- 25 Jurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatsky O.N. Influence of technological parameters of sedimentation on a superficial tension of composite coverings // The International magazine applied and basic researches. — 2012. — № 5. — P. 55–58.

- 26 *Jurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatsky O.N.* Superficial tension of ionic-plasma coverings // *Vestnik KarGU. Physics.* — 2012. — № 2(66). — P. 13–21.
- 27 *Kolesnikov V.A., Bajragov J.Z., Jurov V.M.* The information-measuring device for definition of factor of a sliding friction // *Basic researches.* — 2011. — № 12. — Part 1. — P. 121–124.
- 28 *Jurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatsky O.N.* Formation of cellular nanostructure at formation of multiphase coverings // *Nanomaterials and nanotechnologies.* — 2012. — № 2. — P. 17–24.
- 29 *Jurov V.M., Vertjagina E.N., Guchenko S.A. et al.* Ionic-plasma coverings on the basis of aluminium alloys // *Vestnik KarGU. Physics.* — 2010. — № 3 (59). — P. 28–38.
- 30 *Majorov V.S.* Laser hardening of metals // *Laser technologies of processing of materials: modern problems of basic researches and applied workings out / Under the editorship of V.J.Panchenko.* — Moscow: Fizmatlit, 2009. — P. 439–469.
- 31 *Merkulova G.A.* Metallurgical science and thermal processing of colour alloys. — Krasnoyarsk: SFU, 2008. — 312 p.
- 32 *Samsonov G.V.* Nitrides. — Kiev: Naukova dumka, 1969. — 312 p.
- 33 *Bulgakov A.V., Bulgakova N.M., Burakov I.M. et al.* Synthesis of nanodimensional materials at influence of powerful streams of energy on substance. — Novosibirsk: Institute of thermophysics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, 2009. — 462 p.

В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая

Көп фазалы наноқұрылымдық жабулардың механикалық қасиеттеріне лазерлік сәулелендірудің әсері

Мақалада ионды-плазмалық жабулардың механикалық қасиеттеріне лазерлік сәулеленудің әсерін зерттеу нәтижелеріне талдау жүргізілген. Жабуларды жасау үшін көп компонентті плазмалық ағындар қолданылды. Жабулар аргон және азот атмосферасында жасалды. Аргон және азот ортасында алынған Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti жабуларының қасиеттері лазерлік сәулелендіруден кейін әрқилы өзгереді, оның себебі — лазерлік сәулеленудің әсері кезіндегі нитридті фазалардағы ерекшеліктері. Fe–Al жабуларының қасиеттеріне лазерлік сәуле әсер етпейді, өйткені бұндай жабулардың құрылымдық қасиеттері олардың тұйықталмаған құрылымы болып табылады.

V.Ch.Laurinas, O.N.Zavatskaya

Influence of a laser irradiation on mechanical properties of multiphase nanostructural coverings

In work results of research of influence of a laser irradiation on mechanical properties of ionic-plasma coverings are discussed. For reception of coverings multicomponent plasma streams were used. Sedimentation of coverings was made in argon and nitrogen atmosphere. Properties of coverings Cr–Mn–Si–Cu–Fe–Al + Ti, received in the environment of argon and nitrogen, after a laser irradiation change in the various image. It is connected with features of behaviour of nitrides of the titan and chrome at influence of laser radiation. Properties of coverings Fe–Al after a laser irradiation practically do not change. It is connected with features of structure of these coverings which represents not closed structure.