

СТРУКТУРА МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДО И ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Юров В.М., Гученко С.А., Маханов К.М.

к.ф.-м.н, доцент; докторант PhD; к.ф.-м.н, доцент

*Карагандинский государственный университет имени Е.А. Букетова,
Казахстан, Караганда*

Аннотация

В работе показано, что эффект лазерного воздействия на наноструктурные покрытия может быть довольно разнообразен. При этом решающую роль играет первоначальная структура покрытия, которая задает механизм и направление ее преобразования при внешних, в том числе и лазерных, воздействиях. Показано, что для покрытия CrMnSiCuFeAlTi 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.

Ключевые слова: лазерное излучение, ионно-плазменное покрытие, микротвердость, коэффициент трения.

Abstract

It is shown in this work that the effect of laser action on nanostructured coatings can be quite diverse. In this case, the decisive role is played by the initial structure of the coating, which sets the mechanism and direction of its transformation under external, including laser, influences. It is shown that for a CrMnSiCuFeAlTi coating in an argon atmosphere, the friction coefficient after laser treatment decreases, while the microhardness increases. We associate the first effect with a decrease in the roughness of the coating when it is melted by a laser beam. The second effect is due to the formation of the dislocation structure of the coating upon sharp heating-cooling.

Key words: laser radiation, ion-plasma coating, microhardness, coefficient of friction.

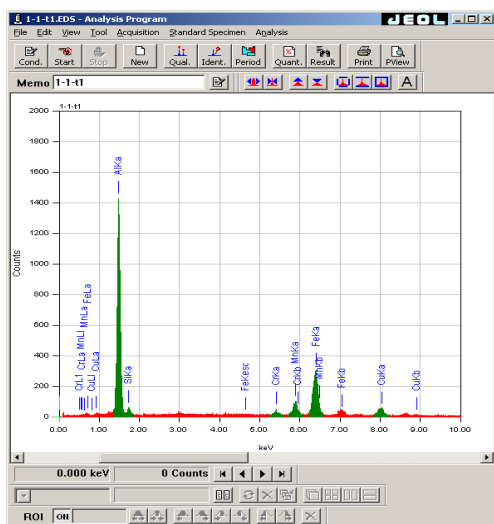
Введение. Лазерное излучение при воздействии на поверхность обрабатываемого материала позволяет быстро и дозированно передавать большую энергию. Возможность такого интенсивного подвода энергии к материалу обуславливает локальность тепловых и связанных с ними других физических процессов. Модификация свойств 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 свойства, термостойкость, величина и механизм возникновения напряжений в металле [1-5]. Лазерное легирование осаждаемых покрытий начали использовать в последние годы [6-10]

В работах [11, 12] нами отмечено, что процесс диффузии в поверхностном слое твердого тела зависит от его поверхностной энергии. В настоящей работе мы акцентируем свое внимание на влиянии лазерного излучения на многоэлементных покрытиях CrMnSiCuFeAlTi.

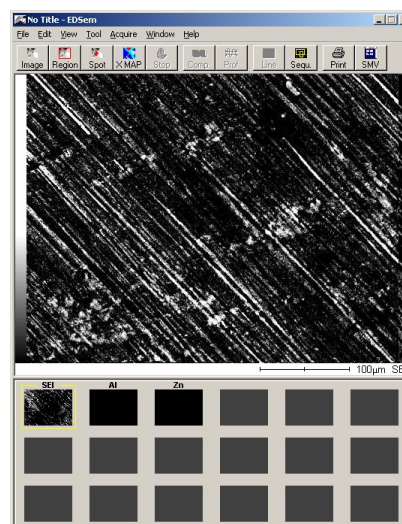
Объекты и методика эксперимента. При проведении экспериментов нами использовались композиционные катоды, полученные методом индукционного плавления. Исследованы РФЭС и микроструктуры катодов состава CrMnSiCuFeAl на электронном микроскопе JEOL JSM-5910, работающего в режиме вторичной электронной эмиссии (рис. 1 и табл. 1).

Таблица 1 - Результаты расчета стехиометрии компонентов

Соединение	Химическая формула по данным анализа
CrMnSiCuFeAl	$\text{CrMn}_{4,32}\text{Si}_{4,64}\text{Cu}_{5,26}\text{Fe}_{18,39}\text{Al}_{67,85}$



а)



б)

Рисунок 1 - РФЭС (а) и микроструктура (б) катодов CrMnSiCuFeAl

В качестве источника лазерного излучения в настоящей работе использовался лазер на алюмоиттриевом гранате, легированном неодимом ($\lambda = 1064 \text{ нм}$). Длительность вспышки лампы накачки лазера, работавшим в режиме свободной генерации, составляла $2 \cdot 10^{-3}$ с. Энергия импульса составляла 1 Дж и перед проведением эксперимента измерялась с помощью ИМО-2Н, частота следования лазерных импульсов регулировалась от 0.1 до 35 Гц.

Напыление катодов CrMnSiCuFeAl и титанового Ti производилось одновременно на установке ННВ-6.6И1. В наших исследованиях использовался оптический металлографический микроскоп «Эпиквант» и микротвердомер HVS-1000A. Общая схема установки для определения коэффициентов трения представлена в работе [13].

На образцы в количестве 4-х штук было нанесено ионно-плазменное многоэлементное покрытие CrMnSiCuFeAlTi в газовой среде аргона в течение 40 минут. Затем, образцы № 2 и № 4 были подвержены лазерной обработке.

Результаты эксперимента. На рис. 1-2 показана микроструктура покрытий до и после лазерной обработки покрытия.

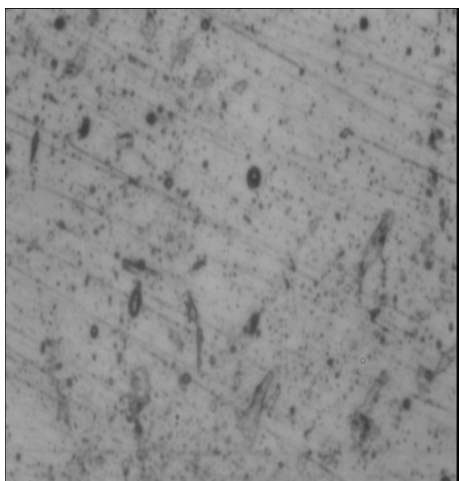


Рисунок 1 – Микроструктура покрытия CrMnSiCuFeAlTi в газовой среде аргона до лазерного облучения

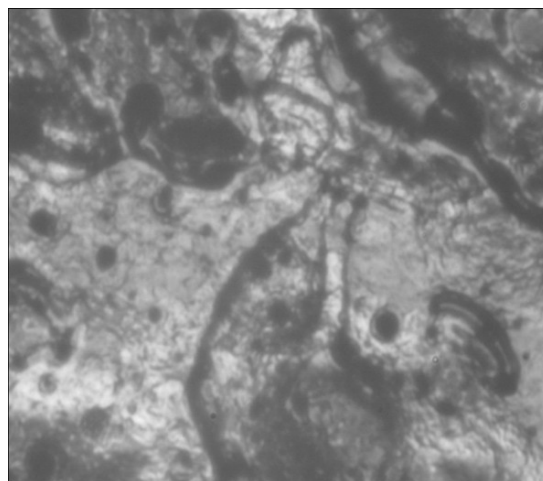


Рисунок 2 – Микроструктура покрытия CrMnSiCuFeAlTi в газовой среде аргона после лазерного облучения

В табл. 1 приведены коэффициенты трения образцов CrMnSiCuFeAlTi в среде аргона без лазерной обработки и после лазерной обработки. Определение коэффициентов трения производилось в паре: покрытие – покрытие; покрытие – алюминий; покрытие – медь.

Таблица 1 – Результаты трибологических исследований покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде аргона

Образец	Коэффициент трения		
	покрытие – покрытие	покрытие – алюминий	покрытие – медь
CrMnSiCuFeAlTi без лазерной обработки	0,413	0,302	0,269
CrMnSiCuFeAlTi после лазерной обработки, R= 70 мм.	0,274	0,265	0,264

В табл. 2 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов CrMnSiCuFeAlTi в среде аргона без лазерной и после лазерной обработки. Испытание проводилось при нагрузке 0,01 кг, что соответствует 0,098 Н, время выдержки 15 сек.

Таблица 2 – Результаты исследований микротвердости покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде аргона

Образец	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
CrMnSiCuFeAlTi без лазерной обработки	0,01	190,5
CrMnSiCuFeAlTi после лазерной обработки	0,01	328,0

На рис. 3-4 показана микроструктура покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в атмосфере азота.

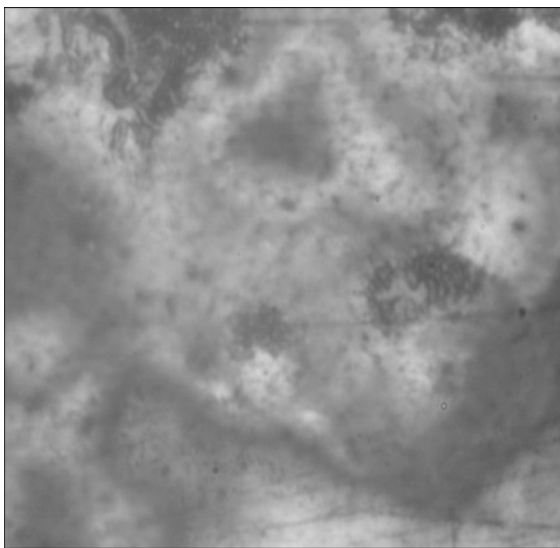


Рисунок 3 – Микроструктура покрытия CrMnSiCuFeAlTi в газовой среде азота после лазерного облучения, R= 67 мм

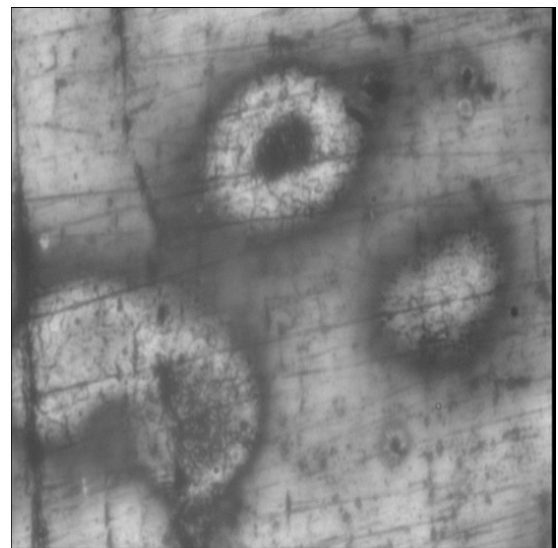


Рисунок 4 – Микроструктура покрытия CrMnSiCuFeAlTi в газовой среде азота после лазерного облучения, R= 65 мм

В табл. 3 приведены коэффициенты трения образцов CrMnSiCuFeAlTi в среде аргона без и после лазерной обработки.

Таблица 3 – Результаты трибологических исследований покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде азота

Образец	Коэффициент трения		
	покрытие – покрытие	покрытие – алюминий	покрытие – медь
CrMnSiCuFeAlTi в среде азота,	0,243	0,304	0,431

без лазерной обработки			
CrMnSiCuFeAlTi в среде азота, после лазерной обработки	0,229	0,370	0,320

В табл. 4 приведены значения микротвердости по Виккерсу (HV) образцов CrMnSiCuFeAlTi в среде аргона без и после лазерной обработки

Таблица 4 – Результаты исследований микротвердости покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде азота

Образец	Нагрузка испытания, кг	Микротвердость, HV
CrMnSiCuFeAlTi без лазерной обработки	0,025	804,4
CrMnSiCuFeAlTi после лазерной обработки, R=67 мм	0,025	365,5
CrMnSiCuFeAlTi после лазерной обработки, R=70 мм	0,025	297,2

Обсуждение результатов эксперимента. Сущность лазерного упрочнения железоуглеродистых сталей, как и обычных методов закалки, состоит в бездиффузионном превращении при быстром охлаждении гранцентрированной кубической решетки аустенита в искаженную объемноцентрированную решетку мартенсита [4]. Характерной чертой мартенсита является его высокая твердость, с одной стороны, и низкая пластичность и хрупкость, с другой стороны. В нашем случае, как это следует из данных РФЭС, исследуемые покрытия не содержат углерода, несмотря на высокое содержание железа.

Закалка цветных металлов не связана с фазовыми переходами в объеме вещества, а обусловлена «исправлением» искажений структуры металлов, возникших при их затвердевании [5]. 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.

При нанесении покрытий CrMnSiCuFeAlTi в среде азота в последнем формируются области, содержащие нитриды титана и хрома, причем по данным РФЭС содержание обеих компонент примерно одинаково. Размер частиц нитрида титана и хрома по данным электронной микроскопии составляет 100-150 нм. Микрокристаллиты нитридов титана и хрома имеют преимущественную ориентацию (предположительно в направлении (200)), что отлично от сферической симметрии микрокристаллитов чистого титана. Все это, наряду с ячеистой структурой покрытия, приводит к высокой его микротвердости. После лазерной обработки покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде азота микротвердость уменьшается более чем в 2 раза. Это означает, что в этом случае мы имеем дело не с упрочнением покрытия, а с его отпуском, как это наблюдается в закаленных сталях при высоких температурах.

Однако, механизм разупрочнения в нашем случае отличается от механизма отпуска стали, где последний обусловлен фазовым переходом мартенсит→аустенит. Одной из вероятных причин разупрочнения покрытия CrMnSiCuFeAlTi, полученного в среде азота, является коагуляция микрокристаллитов титана и хрома, отчетливо видная на рис. 3 и 4 и происходящая при остывании расплава после лазерного облучения. Подобный эффект наблюдается при легировании титаном при бескислородной плавки металлов [1]. 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 [14]. Образование окислов железа может происходить как за счет его значительного содержания в покрытии, так и за счет того, что лазерное облучение проводилось на воздухе.

Заключение.

В итоге можно сделать следующие выводы:

- показано, что эффект лазерного воздействия на наноструктурные покрытия может быть довольно разнообразен;

- показано, что решающую роль играет первоначальная структура покрытия, которая задает механизм и направление ее преобразования при внешних, в том числе и лазерных, воздействиях.

- показано, что для покрытия CrMnSiCuFeAlTi 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.

Работа выполнена по программе МОН РК. Гранты №0118РК000063 и №Ф.0781.

Список литературы

1 Калиниченко А.С., Бергман Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. – Минск: Технопринт, 2001. - 367 с.

2 Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. – М.: Изд-во МГТУ, 2006. - 664 с.

3 Вейко В.П., Петров А.А. Введение в лазерные технологии. – СПб: СПбГУ ИТМО, 2009. – 143 с.

4 Лосев В.Ф., Морозова Е.Ю., Ципилев В.П. Физические основы лазерной обработки материалов. – Томск, ТПУ, 2011. – 199 с.

5 Майоров В.С. Лазерное упрочнение металлов. В кн.: Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – С. 439-469.

6 Zhang Y., Lu J., Luo K. Laser Shock Processing of FCC Metals: Mechanical Properties and Micro-structural Strengthening Mechanism - Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013. XI, - 194 p.

- 7 Yilbas B.S., Shuja S.Z. Laser Surface Processing and Model Studies. - Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013. IX. - 147 p.
- 8 Brandt M. Laser Additive Manufacturing Materials, Design, Technologies, and Applications. - Woodhead Publishing, 2017. - 479 p.
- 9 Gladush G.G., Smurov I. Physics of Laser Materials Processing: Theory and Experiment. - Springer-Verlag, Berlin, 2011. - 534 p.
- 10 Radziszewska A., Kusiński J. Laser alloying of the plain carbon steel surface layer // Archives of foundry Engineering, 2008, Vol. 8, № 2. – P. 175 – 179.
- 11 Юров В.М. Физические свойства наноструктур минералов урана // LXIX Международные научные чтения (памяти И. В. Курчатова): сборник статей Международной научно–практической конференции (Москва, 22.03.2020 г.). – Москва: ЕФИР, 2020. – С. 7-14.
- 12 Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Поверхностное натяжение упрочняющих покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия, 2014, № 1. - С.33-36.
- 13 Колесников В.А., Байсагов Я.Ж., Юров В.М. Информационно-измерительный прибор для определения коэффициента трения скольжения // Фундаментальные исследования, 2011. - № 12. - Ч. 1. - С. 121-124.
- 14 Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов. – Красноярск, СФУ, 2008. – 312 с.