

# ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ CHEMICAL TECHNOLOGIES, MATERIALS SCIENCES, METALLURGY



УДК 621.785: 669.14.018.29

Оригинальное эмпирическое исследование

<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-4-62-71>

## Морфология и свойства лазернооблученной композиции «хромовое покрытие – медная подложка»

Г.И. Бровер<sup>1</sup>  , Е.Е. Щербакова<sup>1</sup> , Е.Б. Борисенко<sup>2</sup><sup>1</sup> Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону,  
Российская Федерация<sup>2</sup> Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук,  
г. Черноголовка, Российская Федерация [brower@mail.ru](mailto:brower@mail.ru)

EDN: APWCZN

### Аннотация

**Введение.** При проведении импульсной лазерной обработки и модифицирования поверхности цветных сплавов и покрытий на их основе возникает ряд до сих пор не решенных проблем. В частности, не увязаны экстремальные термодеструкционные условия лазерной обработки с особенностями структурообразования и формирования свойств в облученных композициях «покрытие – медная подложка». Недостаточно аргументированно обоснован и доказательно проведен металлофизический анализ возможности и причин повышения прочности сцепления покрытий с металлической (медной) подложкой при высокоскоростной лазерной обработке. Для обоснованного выбора технологических параметров режима поверхностного упрочнения изделий из цветных сплавов, а также для получения на их поверхности качественных работоспособных композиционных слоев требуется решение приведенных выше вопросов и задач. Целью данной статьи явилось определение возможности и условий повышения прочности сцепления хромового покрытия с медной подложкой при лазерном облучении композиции.

**Материалы и методы.** Металлофизические исследования в работе проводились на образцах цветных сплавов системы Cu–Zn с хромовым электрохимическим покрытием толщиной 20 мкм. Композиция «медная подложка — хромовое покрытие» облучалась на установке «Квант-16» с плотностью мощности излучения 70–250 МВт/м<sup>2</sup>. В работе использовались металлографический структурный анализ, сканирующая зондовая микроскопия, дюротметрические исследования.

**Результаты исследования.** Расчетным путем установлено, что возникающие в лазернооблученных композициях «хромовое покрытие – медная подложка» динамические и термические напряжения составляют около 320 МПа. Металлофизическими исследованиями обнаружено, что в экстремальных термодеструкционных условиях лазерной обработки на границе покрытия с медной основой проявляется эффект контактного плавления. В поверхностных облученных слоях медного сплава Л62 обнаружен эффект динамической рекристаллизации. Это выражается в формировании на поверхности сплава с исходным размером зерна 25 мкм мелких зерен размером 4,5–5,0 мкм.

**Обсуждение и заключение.** Установлено, что прочность сцепления хромового покрытия с подложкой из медных сплавов повышает лазерное облучение с плотностью мощности излучения 150 МВт/м<sup>2</sup>. Это происходит за счет формирования в зоне контакта переходной области глубиной 2–4 мкм со структурой, состоящей из участков взаимно нерастворимых твердых растворов на основе хрома и меди. На основании анализа диаграммы состояния «медь — хром» и модели температурного поля при лазерном облучении хромового покрытия высказано предположение о протекании в переходной зоне от покрытия к медной подложке контактного плавления. Показано, что инициирующее влияние на наблюдаемые процессы структурообразования в зонах лазерного облучения оказывают термострикционные напряжения, расчетные количественные значения которых составили около 320 МПа. Установлено, что такой уровень возникающих в медных сплавах при лазерном облучении напряжений достаточен для пластической деформации и динамической рекристаллизации металла и способствует формированию

мелкозернистой структуры (4,5–5,0 мкм) при исходном размере зерен 25 мкм. Анализ результатов исследований облученных композиций «покрытие — медная подложка» позволил сделать вывод, что они расширяют технологические возможности лазерного метода упрочнения материалов и позволяют гарантированно обеспечивать высокую работоспособность облученных изделий с покрытиями.

**Ключевые слова:** медные сплавы, покрытия, лазерное облучение, структура, свойства

**Благодарности.** Авторы выражают благодарность рецензентам, чья критическая оценка представленных материалов и высказанные предложения по их усовершенствованию способствовали значительному повышению качества настоящей статьи.

**Для цитирования.** Бровер Г.И., Щербаклова Е.Е., Борисенко Е.Б. Морфология и свойства лазернооблученной композиции «хромо-вое покрытие — медная подложка». *Безопасность техногенных и природных систем*. 2024;8(4):62–71. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-4-62-71>

*Original Empirical Research*

## Morphology and Properties of the Laser-Irradiated Composition “Chrome Coating — Copper Substrate”

Galina I. Brover<sup>1</sup>  , Elena E. Shcherbakova<sup>1</sup> , Elena B. Borisenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation

<sup>2</sup> Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russian Federation

 [brover@mail.ru](mailto:brover@mail.ru)

### Abstract

**Introduction.** During pulsed laser processing and modification of the surface of non-ferrous alloys and coatings based on them, several still unresolved issues arise. In particular, the extreme thermal deformation conditions of laser processing are not linked to the peculiarities of structure formation and formation of properties in irradiated “coating — copper substrate” compositions. A metal physical analysis of the possibility and reasons for increasing the adhesion strength of coatings to a metal (copper) substrate during high-speed laser processing is insufficiently substantiated and evidence-based. To make a reasonable choice of technological parameters for the surface hardening mode of non-ferrous alloy products, as well as for obtaining high-quality workable composite layers on their surface, it is necessary to solve the above issues and tasks. The aim of this article is to determine the possibility and conditions for increasing the adhesion strength of a chrome coating to a copper substrate under laser irradiation of the composition.

**Materials and Methods.** Metal physical studies in the work were carried out on samples of non-ferrous alloys of the Cu–Zn system with a chrome electrochemical coating with a thickness of 20 μm. The “copper substrate — chrome coating” composition was irradiated at a Kvant-16 installation with a radiation power density of 70–250 MW/m<sup>2</sup>. Metallographic structural analysis, scanning probe microscopy, and durometric studies were used in the work.

**Results.** It has been calculated that the dynamic and thermal stresses arising in the laser-irradiated compositions “chrome coating — copper substrate” were about 320 MPa. Metal physical studies revealed that, in extreme thermal deformation conditions of laser treatment, the effect of contact melting was manifested at the boundary of the coating with the copper base. Dynamic recrystallization occurred in the surface layers of the irradiated L62 copper alloy, resulting in the formation of grains with a size of 4.5–5.0 μm on the surface of the alloy with an initial grain size of 25 μm.

**Discussion and Conclusion.** It has been found that the adhesion strength of a chrome coating to a copper alloy substrate increased laser irradiation at a radiation power density of 150 MW/m<sup>2</sup>. This was due to the formation of a transition region 2–4 μm deep in the contact zone with a structure consisting of sections of mutually insoluble solid solutions based on chromium and copper. Based on the analysis of the copper — chromium state diagram and the model of the temperature field under laser irradiation of the chromium coating, it was suggested that contact melting occurred in the transition zone from the coating to the copper substrate. It was shown that thermostrictive stresses, the calculated quantitative values of which were about 320 MPa, had an initiating effect on the observed processes of structure formation in the laser irradiation zones. It was found that such a level of stresses arising in copper alloys under laser irradiation was sufficient for plastic deformation and dynamic recrystallization of the metal and contributed to the formation of a fine-grained structure (4.5–5.0 μm) with an initial grain size of 25 μm. An analysis of the results of studies of irradiated compositions “coating — copper substrate” allowed us to conclude that they expanded the technological capabilities of the laser method of hardening materials and ensure guaranteed high performance of irradiated products with coatings.

**Keywords:** copper alloys, coatings, laser irradiation, structure, properties

**Acknowledgements.** The authors would like to express their gratitude to the reviewers for their critical assessment of the submitted materials and their suggestions that improved the quality of the article.

**For citation.** Brover GI, Shcherbakova EE, Borisenko EB. Morphology and Properties of the Laser-Irradiated Composition “Chrome Coating — Copper Substrate”. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2024;8(4):62–71. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-4-62-71>

**Введение.** В работе Г.В. Ломаева и Е.В. Харанжевского «Упрочняющая обработка поверхности методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации» [1] и в некоторых других исследованиях [2, 3] показано, что в процессе лазерного облучения из-за высоких градиентов температур в поверхностных слоях упрочняемого материала появляются термострикционные напряжения разного происхождения, релаксация которых приводит к локальной пластической деформации, а также возникают явления динамического возврата, полигонизации, рекристаллизации металла в облученных зонах. Практическое значение имеет появляющаяся при этом возможность получения достаточно высокой плотности дефектов кристаллического строения и требуемого уровня механических свойств поверхностных слоев материалов [4].

Следует отметить, что при импульсной лазерной обработке [5], упрочнении [6] и модифицировании [7] поверхности цветных, в частности, медных сплавов, возникает ряд проблем [8]. К примеру, не увязаны экстремальные термдеформационные условия импульсной лазерной обработки с особенностями структурообразования и формирования свойств в облученных композициях «покрытие — медная подложка» [8]. Недостаточно обоснованы причины повышения прочности сцепления покрытий с металлической (медной) подложкой при высокоскоростной лазерной обработке [9].

Решение перечисленных выше проблем имеет большое значение, поскольку позволяет обоснованно назначать технологические режимы поверхностного упрочнения и микролегирования изделий из медных сплавов. Это будет способствовать получению качественных работоспособных композиционных поверхностных слоев на медных деталях и создаст условия для безотказной работы облученных узлов механизмов, расположенных в труднодоступных для ремонта местах. В связи с этим цель данной статьи — получение, количественная оценка и анализ массива результатов металлофизических исследований, а также оценка степени влияния импульсной лазерной обработки на формирование структуры и свойств облученной композиции «хромовое покрытие — медная подложка».

**Материалы и методы.** Металлофизические исследования проводились на образцах цветных сплавов системы Cu–Zn с хромовым электрохимическим покрытием толщиной 20 мкм. Композиция «медная подложка — хромовое покрытие» облучалась на установке «Квант-16» с плотностью мощности излучения 70–250 МВт/м<sup>2</sup>.

В процессе работы применялся металлографический структурный анализ, использовалась сканирующая зондовая микроскопия, проводились дюротметрические исследования. При металлографическом анализе использовались микроскопы МИМ-7 и Neophot-21. На приборе ПМТ-3 проводились измерения микротвердости с использованием нагрузки на индентор 0,49 Н.

Адгезионные свойства покрытий определяли на основании результатов косвенных экспериментов по определению микротвердости покрытий при различных нагрузках вдавливания индентора в покрытие. Наблюдаемые на поперечном шлифе композиции «покрытие — подложка» следы разрушения или отслаивания покрытий от поверхности медной подложки считались критерием недостаточной адгезионной прочности.

**Результаты экспериментов.** В результате проведенных металлографических и дюротметрических исследований замечено, что лазерная обработка повышает прочность сцепления хромового покрытия с медной подложкой (рис. 1). Этот вывод сделан в связи с отсутствием сколов покрытия при вдавливании в него индентора микротвердомера, то есть при приложении нагрузки.

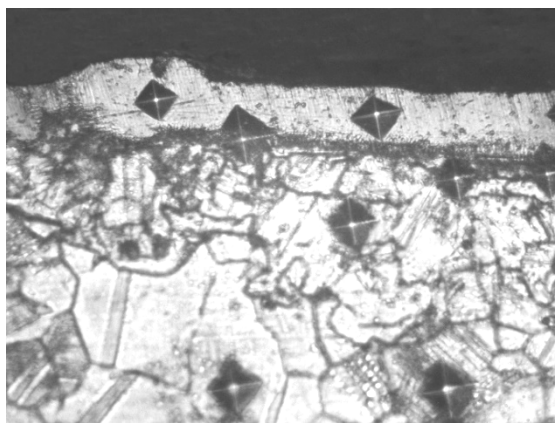


Рис. 1. Строение хромового покрытия на медном сплаве (латуни Л62) с отпечатками индентора микротвердомера

При этом, как видно на рис. 2, в переходной зоне на границе между хромовым покрытием и медной подложкой, то есть на глубине 20 мкм, после лазерной обработки хорошо заметны локальные участки твердых растворов, видимо, на основе хрома и меди, проникающие друг в друга на расстояние 2–4 мкм.



Рис. 2. Микроструктура зоны контакта хромового покрытия с латунью после лазерного облучения

Для изучения особенностей структурообразования на границе покрытия с подложкой был проведен анализ диаграммы состояния системы Cr–Cu [10]. Замечено, что при температуре 1767 °С наблюдается монотектическое равновесие, происходит расслоение жидкой фазы с образованием двух жидкостей разного химического состава. Можно предположить, что наблюдаемая на рис. 2 структура зоны контакта покрытия с подложкой также формировалась из расплавленного при лазерном воздействии состояния, то есть в переходной зоне образовалась область несмешиваемости меди и хрома в жидком состоянии, в которой после скоростной кристаллизации зафиксировались два твердых раствора на основе Cu и Cr. Но проведенный с использованием пакета программ Mathcad количественный анализ температурного поля при лазерном облучении хромового покрытия [11] исключил возможность достижения температур плавления на глубине расположения покрытия, то есть на глубине 20 мкм (рис. 3).

Композиция «хромовое покрытие – медная подложка» облучалась с плотностью мощности излучения 150 МВт/м<sup>2</sup>. Эти энергетические условия не приводили к испарению покрытия и к образованию на поверхности «кратеров». Тепловые расчеты, результаты которых приведены на рис. 3, позволили определить, что в переходной зоне достигается температура 900–1000 °С. Этой температуры недостаточно для оплавления и зафиксированного при исследованиях формирования двух твердых растворов на основе компонентов композиции «хромовое покрытие – медная подложка». Возможная причина описываемого эффекта требует отдельного обсуждения.

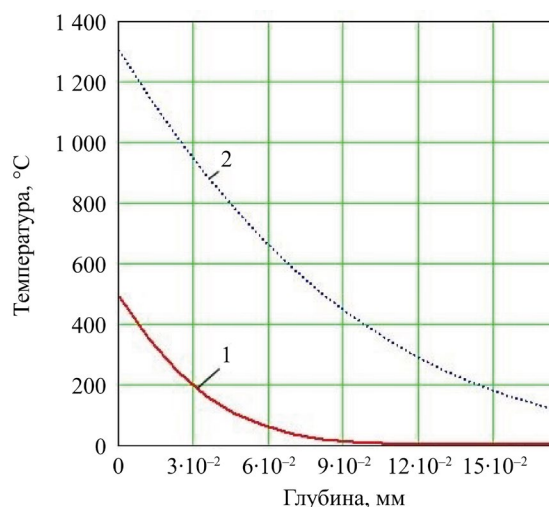


Рис. 3. Распределение температуры по глубине хромового покрытия на стадии нагрева:

1 — начало действия лазерного импульса; 2 — конец действия

Слои медного сплава на глубине 5–10 мкм подвергались плавлению и последующей скоростной кристаллизации. Особенностью строения оплавленного поверхностного слоя латуни, как показали результаты исследований на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ), является однородная дисперсная структура, состоящая из дендритов твердого раствора с поперечным сечением до 25 нм (рис. 4) и имеющая достаточно высокую твердость — около 1 ГПа.



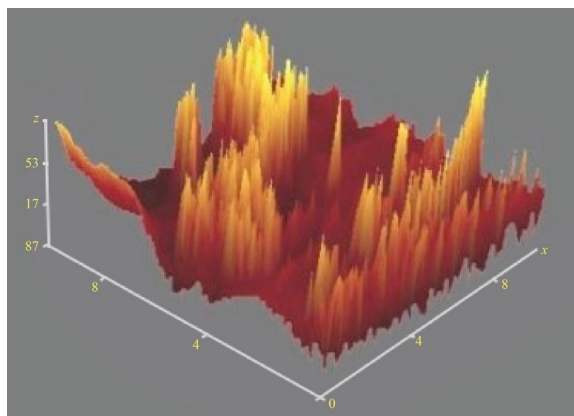


Рис. 4. Сканированное изображение поверхности медного сплава Л62 (СЗМ)

Под действием только температур нагрева за время действия лазерного импульса ( $10^{-3}$  с) зафиксированные структурные превращения произойти не могли. Дополнительный и существенный вклад в ускорение процессов структурообразования, видимо, вносят термострикционные напряжения.

С целью определения уровня действующих в облучаемых зонах сплавов напряжений и локальных пластических деформаций определены их количественные оценки с использованием «модельных» медных однокомпонентных образцов. Как было показано выше, в зоне контакта покрытия с подложкой не достигается температура плавления, поэтому облучение медных образцов без покрытия проводилось на режиме, не приводящем к оплавлению поверхности (с плотностью мощности излучения  $100 \text{ МВт/м}^2$ ). После лазерного облучения, как видно на рис. 5 а, на предварительно полированных поверхностях медных образцов появляются линии скольжения, то есть следы локальной пластической деформации металла.



а)



б)

Рис. 5. Микроструктура и распределение высот формирующегося рельефа поверхности на меди после лазерного облучения: а — линии скольжения; б — распределение высот рельефа поверхности

Следует отметить, что линии скольжения формируются за счет перемещения дислокаций в облученных зонах металла [12]. Вследствие выхода на поверхность образцов разного количества дислокаций на облученной поверхности образуется рельеф с разной высотой профиля поверхности [13] (ступеньки сдвига  $h$  на рис. 6).

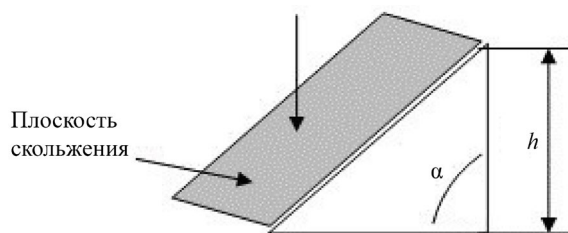


Рис. 6. Схема ступеньки сдвига на линиях скольжения [14]

Анализ картины расположения линий скольжения и рельефа облученной поверхности проводился с использованием компьютерной программы обработки изображений Gwiddion. Как видно на рис. 5 б, средняя высота профиля облученной поверхности медного образца, следовательно, и высота площадки сдвига  $h$ , составила 6,5–8,5 нм. По результатам измерений этой высоты можно судить о степени достигаемой при обработке металла пластической деформации и уровне вызывающих ее напряжений.

Учитывая, что при пластической деформации высота ступеньки  $h$  пропорциональна величине  $nb$ , где  $n$  — количество дислокаций, вышедших на поверхность;  $b$  — вектор Бюргерса облучаемого материала, можно записать:

$$nb = h. \quad (1)$$

Для упрощения расчета напряжений сдвига принимали, что предшествующую скольжению упругую деформацию в кристалле можно определить как  $t/G$ , где  $t$  — приложенное напряжение,  $G$  — модуль сдвига материала. Учитывали также, что упругая деформация при протекании скольжения может релаксировать в области диаметром  $2L$ , где  $L$  — длина линий скольжения дислокаций.

Сделав допущение о полном переходе упругой деформации ( $2L\tau/G$ ) в пластическую, равную величине  $nb$ , получим [14]:

$$nb = 2L\tau / G. \quad (2)$$

Расчетным путем определяем напряжение сдвига ( $\tau$ ), вызывающее пластическую деформацию, с использованием выражений (1), (2) и, принимая  $L = 10^{-3}$  мм, из выражения [15]:

$$\tau = h \left( \frac{G}{2L} \right),$$

где  $h$  — высота площадки сдвига, при лазерной обработке составляла 6,5–8,5 нм;  $G$  — модуль сдвига, для меди  $G = 4,3 \times 10^4$  Мпа;  $L$  — длина линий скольжения дислокаций, принимаем  $L = 10^{-3}$  мм.

Напряжения сдвига составили около 320 МПа, что превышает условный предел текучести меди (40–80 МПа) и приводит к пластической деформации поверхностных слоев облучаемого металла.

В работе была проведена также оценка степени локальной остаточной пластической деформации, которая составила в случае лазерной обработки меди от 5 до 9 %.

Возможные структурные процессы в зонах лазерного облучения композиции «покрытие — металлическая подложка», в частности, в медной подложке, детально изучались с помощью программы Mathcad. Построено температурное поле, которое распространяется по глубине после облучения поверхности латунного образца (рис. 7).

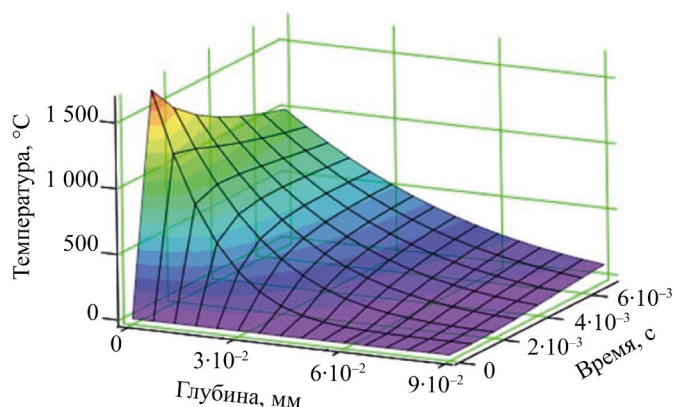


Рис. 7. Температурное поле в медном сплаве при лазерном облучении поверхности

Как видно на рис. 7, на глубине 15 мкм температура понижается до 800 °С. При этой температуре в термодинамических условиях импульсной обработки несмотря на чрезвычайно малое время теплового воздействия лазерного излучения существует вероятность протекания динамических эффектов релаксации напряжений, сопутствующих процессу высокоскоростного лазерного облучения, то есть возможны процессы полигонизации и рекристаллизации в облученных зонах на медных сплавах. Последствия рекристаллизации облученной латуни Л62 представлены на рис. 8 а в виде измельчения зерен твердого раствора.

Аналогичный процесс рекристаллизации наблюдается в латунной подложке под хромовым покрытием после лазерного облучения. Обнаружено, что в присутствии покрытия зерно металла было крупнее, чем на медном образце без покрытия. Видимо, рекристаллизация в этом случае доходила до стадии собирательной рекристаллизации. Можно сделать вывод о меньшем уровне остаточных напряжений и об уменьшении опасности трещинообразования в композиции при лазерном облучении.

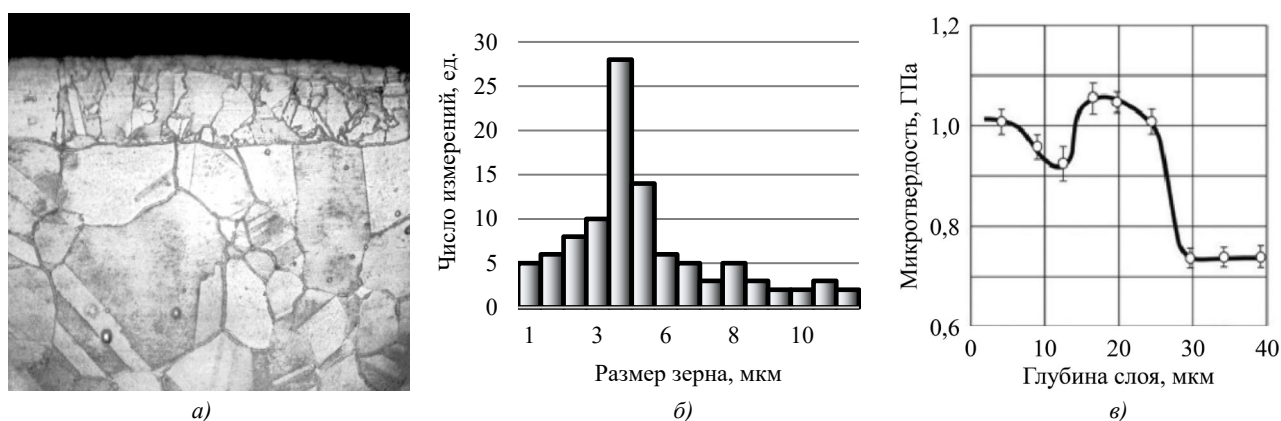


Рис. 8. Микроструктура, гистограмма распределения размеров субзерен и распределение твердости по глубине облученной зоны на медном сплаве Л62: а — микроструктура; б — распределение размеров субзерен; в — распределение твердости по глубине сплава Л62

Средний размер рекристаллизованных зерен, как видно на рис. 8 б, оставлял 4–5 мкм при исходном размере зерна 25 мкм. При этом в рассматриваемой зоне облученного пятна на латуни достигается самая высокая твердость (рис. 8 в).

**Обсуждение и заключение.** О повышении адгезионных свойств композиции «хромовое покрытие – медная подложка» после лазерной обработки можно косвенно судить по результатам дюрометрических исследований. Заметно, что при внедрении индентора микротвердомера в покрытие не наблюдается его отслаивания от медной матрицы, тогда как непосредственно после нанесения покрытие имело недостаточно высокую прочность сцепления с металлической (медной) подложкой.

Положительное влияние на адгезионные эффекты в облученной композиции оказывают измельчение зерна, то есть рекристаллизация, в медной подложке, а также формирующиеся в переходной зоне на границе покрытия с подложкой локальные структурные ансамбли из участков твердых растворов на основе хрома и меди.

Наблюдаемые процессы структурообразования при действии «мгновенного» теплового источника возможны только в условиях совместного действия на облучаемую композицию высоких температур и напряжений.

Для оценки параметров этих термосиловых факторов и определения степени их влияния на формирование структуры и свойств облучаемых материалов прежде всего был проведен анализ диаграммы состояния системы  $\text{Cu}-\text{Cr}$ , который показал, что наблюдаемые структурные превращения возможны только в случае оплавления зоны контакта хромового покрытия с медной подложкой, то есть при нагреве до температуры 1767 °С. При этой температуре, как следует из диаграммы, наблюдается образование двух жидкостей, то есть в переходной зоне между покрытием и подложкой должна сформироваться область несмешиваемости меди и хрома в жидком состоянии, а после скоростной кристаллизации два твердых раствора на основе  $\text{Cu}$  и  $\text{Cr}$ . Проведенный с использованием пакета программ Mathcad количественный анализ температурного поля при лазерном облучении хромового покрытия исключил возможность достижения температур плавления на глубине 20–30 мкм, то есть на глубине расположения исследуемой зоны контакта в композиции. С другой стороны, анализ структурных процессов в зоне лазерного облучения медного латунного образца показал, что на глубине 5–10 мкм происходит плавление и последующая скоростная кристаллизация меди. Исследования на сканирующем зондовом микроскопе подтвердили, что поверхностный оплавленный слой медного образца имеет дисперсное строение и достаточно высокую твердость — около 1 ГПа.

Принципиальное значение имеет тот факт, что строение тонкого оплавленного слоя на медном сплаве аналогично строению участков твердого раствора на основе меди в зоне контакта медной подложки с хромовым покрытием. Это косвенно подтверждает, что в переходной зоне от покрытия к медной подложке несмотря на нагрев до температур ниже температуры плавления все-таки присутствовала жидкая фаза. Можно предположить, что на исследуемой границе в экстремальных термодинамических условиях лазерной обработки протекает контактное плавление, приводящее к описанному структурообразованию и в результате к повышению адгезионных свойств композиции «хромовое покрытие – медная подложка».

Следует отметить, что полученные результаты связаны, в первую очередь, с экстремальными температурно-силовыми условиями лазерного облучения. Значительные градиенты температур в совокупности с высокой скоростью лазерной обработки приводят к формированию в облучаемых зонах сплавов высокого уровня термострикционных напряжений и локальных пластических деформаций. Для подтверждения их существования и выполнения количественной оценки достигаемых ими величин, а также для чистоты эксперимента исследования в работе

проводили не только на медных сплавах, но и на медных однокомпонентных образцах [11]. После лазерного облучения на предварительно полированных поверхностях медных образцов появляются линии скольжения, то есть следы локальной пластической деформации металла. Анализ картины расположения линий скольжения и рельефа облученной поверхности позволил определить, что средняя высота профиля поверхности облученного медного образца, а, следовательно, и высота площадки сдвига составила 6,5–8,5 нм.

По результатам измерений этой высоты и проведенных расчетов определили, что напряжения сдвига составляли около 320 МПа. Эти величины превышают условный предел текучести меди (40–80 МПа) и приводят к пластической деформации поверхностных слоев облучаемого металла, которая составила от 5 до 9 % [3].

Следует отметить, что возникающие в процессе действия мощного теплового удара лазерного импульса на локальных участках металлов реально достигаемые значения напряжений и пластической деформации будут, несомненно, иметь гораздо большие величины.

Появляющиеся в зонах лазерного облучения сплавов термдеформационные эффекты, несмотря на чрезвычайно малое время лазерного импульса ( $10^{-3}$  с), приводят при релаксации напряжений не только к локальной пластической деформации, но и к динамической полигонизации и рекристаллизации структуры в поверхностных слоях металлов.

Как показали результаты количественной оценки температур в облучаемой медной подложке, на глубине слоя в 15 мкм температура понижается до 800 °С, то есть начинается зона лазерной обработки медного образца в твердом состоянии. Можно сделать вывод, что при этой температуре в термдеформационных условиях лазерного облучения, несмотря на чрезвычайно малое время теплового воздействия, появляется возможность проявления динамической полигонизации и рекристаллизации в облученных зонах на меди. В результате происходит измельчение зерна меди от исходного размера 25 мкм до 4–5 мкм в рекристаллизованном металле. Свидетельством диспергирования структуры поверхностных облученных слоев сплава являются результаты дюрOMETрического анализа, которые свидетельствуют, что в рекристаллизованной зоне достигается самая высокая твердость.

Описанный рекристаллизационный процесс приводит к повышению трещиностойкости облученных композиций «хромо-вое покрытие — медная подложка». Это связано со снятием напряжений, появляющихся в покрытии в процессе его нанесения и скоростной лазерной обработки, что понижает вероятность хрупкого разрушения композиции.

Таким образом, в работе установлено, что лазерная обработка с плотностью мощности излучения 150 МВт/м<sup>2</sup> способствует повышению прочности сцепления хромого покрытия с металлической (медной) подложкой за счет формирования на границе покрытия и основного материала переходного слоя специфической морфологии, а также за счет протекания в поверхностных слоях медного сплава рекристаллизационных процессов.

Анализ результатов исследований облученных композиций «покрытие — медная подложка» позволил сделать вывод, что они расширяют технологические возможности лазерного метода упрочнения материалов и позволяют гарантированно обеспечивать высокую работоспособность облученных изделий с покрытиями.

### Список литературы / References

1. Ломаев Г.В., Харанжевский Е.В. Упрочняющая обработка поверхности методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002;3:27–32.
- Lomaev GV, Kharanzhevskii EV. Hardening Surface Treatment Using High-Speed Laser Overcrystallization. *Metallavedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2002;3:27–32. (In Russ.)
2. Kumar H, Bhaduri GA, Manikandan SGK, Kamaraj M, Shiva S. Effect of Laser Surface Processing on the Microstructure Evolution and Multiscale Properties of Atmospheric Plasma Sprayed High-Entropy Alloys Coating. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2023;32:831–850. <https://doi.org/10.1007/s11666-022-01491-0>
3. Brover GI, Shcherbakova EE. Morphology and Properties of Chemical Coatings on Steels after Extreme Thermal Laser Radiation Effects. *Metallurgist*. 2023;66:1105–1113. <https://doi.org/10.1007/s11015-023-01423-5>
4. Brover AV. Adaptation of Structures of Steel Laser Hardening Zones to Friction Conditions. *Vestnik of Don State Technical University*. 2020;20(1):87–92. <https://doi.org/10.23947/1992-5980-2020-20-1-87-92>
5. Decheng Kong, Chaofang Dong, Xiaoqing Ni, Liang Zhang, Cheng Man, Guoliang Zhu, et al. Effect of TiC Content on the Mechanical and Corrosion Properties of Inconel 718 Alloy Fabricated by a High-Throughput Dual-Feed Laser Metal Deposition System. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;803:637–648. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.317>
6. Soumya Sobhan Dash, Daolun Chen. A Review on Processing–Microstructure–Property Relationships of Al-Si Alloys: Recent Advances in Deformation Behavior. *Metals*. 2023;13(3):609. <https://doi.org/10.3390/met13030609>
7. Xu Yang, Yang Qi, Wenqi Zhang, Yilong Wang, Haihong Zhu. Laser Powder Bed Fusion of C18150 Copper Alloy with Excellent Comprehensive Properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;862:144512. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144512>



8. Xiangpeng Tang, Xiaohong Chen, Fujia Sun, Lei Li, Ping Liu, Honglei Zhou, et al. A Study on the Mechanical and Electrical Properties of High-Strength CuCrZr Alloy Fabricated Using Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022;924:166627. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166627>
9. Plat J, Rainer DBSc, Leitner H, Turk C, Galbusera FMSc, Ali Gökhan Demir, et al. Potential Causes for Cracking of a Laser Powder Bed Fused Carbon-free FeCoMo Alloy. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*. 2022;167:325–331. <https://doi.org/10.1007/s00501-022-01238-y>
10. Лякишев Н.П. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва: Машиностроение; 1996–2000. 350 с.  
Lyakishev NP. *Diagrams of the State of Double Metal Systems*. Moscow: Mashinostroenie; 1996–2000. 350 p. (In Russ.)
11. Sambit Sahoo, Rajat Mishra, Nishkarsh Srivastava, Amit Arora. FEM Simulation of Pulsed Laser Welding of High-Carbon Alloy Steel: Using Different Heat Source Models. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;66:1005–1013. <https://doi.org/10.1007/s12666-023-03008-x>
12. Матюнин В.М., Кудряков О.В., Варавка В.Н., Марченков А.Ю. Микромеханика малых деформаций в металлических сплавах при лазерном облучении. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2022;88(10):66–72. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-10-66-72>  
Matyunin VM, Kudryakov OV, Varavka VN, Marchenkov AYU. Micromechanics of Small Deformations in Metal Alloys under Laser Irradiation. *Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials*. 2022;88(10):66–72. (In Russ.) <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-10-66-72>
13. Pustovoit VN, Dombrovskii YuM, Dolgachev YuV. Structural Identification of the Phenomenon of “White Zone”. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017;59:3–7. <https://doi.org/10.1007/s11041-017-0092-2>
14. Фролов В.А., Якивчук О.В., Фролов В.Ф., Ворошилов Д.С. Исследование структуры литых и деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием. В: *Материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых*. Екатеринбург: УрФУ; 2017. С. 627–631.  
Frolov VA, Yakivychuk OV, Frolov VF, Voroshilov DS. The Study of the Structure of Cast and Deformed Semifinished Products from Aluminum Alloys Doped with Scandium Economically. In: *Materials of the XVIII International Scientific and Technical Ural School-Seminar of Metal Scientists — Young Researches*. Yekaterinburg: UrFU; 2017. P. 627–631. (In Russ.)
15. Смитлз К.Дж. *Металлы: справочник*. Москва: Металлургия; 1980. 448 с.  
Smitlz KDzh. *Metals: Reference Book*. Moscow: Metallurgiya; 1980. 448 p. (In Russ.)

#### Об авторах:

**Галина Ивановна Бровер**, доктор технических наук, профессор кафедры материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, Российская Федерация, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), [SPIN-код](#), [ORCID](#), [ScopusID](#), [brower@mail.ru](mailto:brower@mail.ru)

**Елена Евгеньевна Щербакова**, кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, Российская Федерация, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), [SPIN-код](#), [ORCID](#), [ResearcherID](#), [ScopusID](#), [sherbakovae@mail.ru](mailto:sherbakovae@mail.ru)

**Елена Борисовна Борисенко**, ведущий научный сотрудник лаборатории физико-химических основ кристаллизации Института физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН (142432, Российская Федерация, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 2), [SPIN-код](#), [borisenko@issp.ac.ru](mailto:borisenko@issp.ac.ru), [tura@mail.ru](mailto:tura@mail.ru)

#### Заявленный вклад авторов:

**Г.И. Бровер**: постановка задачи, выбор методов и методик исследований, планирование экспериментов, участие в проведении металлофизических исследований и в обсуждении их результатов.

**Е.Е. Щербакова**: критический обзор литературных источников по теме исследования, участие в проведении металлофизических экспериментов и в обсуждении их результатов.

**Е.Б. Борисенко**: участие в проведении металлофизических экспериментов и в обсуждении их результатов.

**Конфликт интересов**: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.**

**About the Authors:**

**Galina I. Brover**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Materials Science and Technology of Metals Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, Russian Federation), [SPIN-code](#), [ORCID](#), [ScopusID](#), [brover@mail.ru](mailto:brover@mail.ru)

**Elena E. Shcherbakova**, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Materials Science and Technology of Metals Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, Russian Federation), [SPIN-code](#), [ORCID](#), [ResearcherID](#), [ScopusID](#), [sherbakovae@mail.ru](mailto:sherbakovae@mail.ru)

**Elena B. Borisenko**, Leading Researcher at the Laboratory of Physical and Chemical Bases of Crystallization, Osipyan Institute of Solid State Physics RAS (2, Academician Osipyan Str., Chernogolovka, Moscow region, 142432, Russian Federation), [SPIN-code](#), [borisenko@issp.ac.ru](mailto:borisenko@issp.ac.ru), [tura@mail.ru](mailto:tura@mail.ru)

***Claimed Contributorship:***

**GI Brover:** problem statement, choice of research methods and techniques, planning of experiments, participation in conducting metal physical research and in discussing their results.

**EE Shcherbakova:** critical review of literature sources on the research topic, participation in conducting metal physical experiments and in discussing their results.

**EB Borisenko:** participation in conducting metal physical experiments and in discussing their results.

***Conflict of Interest Statement:*** the authors declare no conflict of interest.

***All authors have read and approved the final manuscript.***

Поступила в редакцию / Received 17.10.2024

Поступила после рецензирования / Revised 11.11.2024

Принята к публикации / Accepted 15.11.2024