

Научная статья

УДК 621.785.54

doi:10.30987/2223-4608-2022-5-11-19

## **Системный подход к проблеме поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов лазерной обработкой**

**Виктор Дмитриевич Александров<sup>1</sup>**, д.т.н., **Лариса Георгиевна Петрова<sup>2</sup>**, д.т.н.,  
**Ирина Станиславовна Белашова<sup>3</sup>**, д.т.н., **Максим Витальевич Морщилов<sup>4</sup>**, к.т.н.

<sup>1,2,3,4</sup>Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),  
Москва, Россия

<sup>1</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1344-4263>

<sup>2</sup> petrova\_madi@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7248-2454>

<sup>3</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

<sup>4</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4655-8507>

**Аннотация.** Рассмотрены теоретические закономерности механизмов массопереноса при лазерном поверхностном легировании алюминиевых сплавов. Показано, что наряду с традиционным диффузионным механизмом насыщения значимую роль в поступлении легирующих компонентов в ванну расплава в зоне легирования представляют конвективный механизм массопереноса и механизм внедрения тугоплавких частиц. Установлено повышение износостойкости при легировании алюминиевого сплава Д16 хромом, никелем и дисилицидом ниобия.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав, лазерное легирование, массоперенос, поверхностное упрочнение, износостойкость

**Благодарности:** материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту №FSFM-2020-0011 (2019-1342), экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования МАДИ.

**Для цитирования:** Александров В.Д., Петрова Л.Г., Белашова И.С., Морщилов М.В. Системный подход к проблеме поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов лазерной обработкой // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2022. – №5 (131). – С. 11-19. doi: 10.30987/2223-4608-2022-5-11-19.

Original article

## **A systematic approach to the problem of hardfacing of aluminum alloys using laser treatment**

**Viktor D. Aleksandrov<sup>1</sup>**, Dr. Sc. Tech., **Larisa G. Petrova<sup>2</sup>**, Dr. Sc. Tech.,  
**Irina S. Belashova<sup>3</sup>**, Dr. Sc. Tech., **Maxim V. Morshchilov<sup>4</sup>**, Cand. Sc. Tech.

<sup>1, 2, 3, 4</sup> Moscow Automobile and Road Engineering State Technical University (MADI), Moscow, Russia

<sup>1</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1344-4263>

<sup>2</sup> petrova\_madi@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7248-2454>

<sup>3</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

<sup>4</sup> info@madi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4655-8507>

**Annotation.** The paper studies the matter of theoretical regularities of reactant transport mechanisms in laser surface alloyage of aluminum alloys. It is shown that, along with the traditional diffusion saturation a convective mechanism of reactant transport and the process of refractory particles introduction play a significant role for alloying components flow entering a molten pool in the alloyed zone. An increase in wear resistance was found if alloying aluminum alloy D16 with chromium, nickel and niobium disilicide.

**Keywords:** aluminum alloy, laser alloyage, reactant transport, hardfacing, wear resistance

**Acknowledgements:** the material was prepared as a part of scientific research on the project №FSFM-2020-0011 (2019-1342), experimental studies were carried out using the equipment of the MADI core facilities center.

**For citation:** Aleksandrov V.D., Petrova L.G., Belashova I.S., Morshchilov M.V. A systematic approach to the problem of hardfacing of aluminum alloys using laser treatment. / Science intensive technologies in Mechanical Engineering, 2022, no. 5 (131), pp. 11-19. doi: 10.30987/2223-4608-2022-5-11-19.

## Введение

Алюминиевые сплавы являются ценными конструкционными и электротехническими материалами благодаря уникальному комплексу физических и механических свойств: малой плотности; высокой удельной прочности; тепло- и электропроводности; коррозионной стойкости. Широкое распространение алюминия в природе открывает хорошие перспективы для его промышленного использования. Однако низкая твердость и износостойкость алюминия и его сплавов являются препятствиями, ограничивающими применение этих материалов для изготовления деталей, работающих в условиях трения [1].

Преодоление этих недостатков может быть осуществлено путем разработки технологических способов поверхностного упрочнения, которые обеспечивают сохранение уникальных объемных свойств материала, но повышают характеристики поверхностного слоя для требуемых условий эксплуатации.

В настоящее время применяется большое число различных методов модифицирования поверхности металлов и сплавов, которые позволяют целенаправленно изменять состав и строение поверхностных слоев изделий. При выборе способа упрочняющей обработки в каждом конкретном случае необходимо учитывать специфику структуры и физических свойств обрабатываемого материала, особенности его взаимодействия с внешней средой, а также экономические соображения.

Многие из технологий упрочняющей поверхностной обработки, в частности, методы химико-термической обработки, эффективные, например, для сталей и чугунов (диффузионное хромирование [2]; борирование [3]; силицирование [4] и т.п.), имеют ограничения для их применения к алюминиевым сплавам, поскольку требуют температур, значительно превышающих температуру плавления алюминия. Для поверхностного упрочнения сплавов алюминия традиционно применяются технологии нанесения покрытий химическими и гальваническими методами [5]. Разработаны новые методы получения детонационных

покрытий на основе оксидных материалов, а также CVD-покрытий, осаждаемых из паров металлоорганических соединений металлов [6].

Особое место среди способов формирования упрочненных поверхностных слоев в алюминии занимают методы лазерной обработки. Метод лазерного поверхностного легирования из образцов отличается простотой реализации и расширенными возможностями регулирования структуры упрочненных зон путем подбора параметров обработки [7, 8]. Установлено, что эффективное поверхностное упрочнение алюминия и его сплавов возможно при лазерном легировании широким кругом металлов, неметаллов (бор; кремний) и химических соединений (карбидов; боридов; нитридов; оксидов; силицидов) [9]. Низкая температура плавления и высокая теплопроводность алюминия создают дополнительные преимущества для проведения обработки в режиме локального оплавления зон лазерного воздействия. В данном режиме увеличивается число возможных механизмов массопереноса в ванне расплава, что влияет на последующее формирование кристаллизованной структуры.

Целью настоящей работы является теоретическое и экспериментальное исследование влияния механизмов проникновения легирующего компонента из образки в зону легирования под действием лазерного излучения на структуру и механические свойства алюминиевого сплава.

## Материалы и методы

Исследование процесса лазерного поверхностного упрочнения проводили на образцах алюминиевого сплава Д16 (AlCu4Mg1).

Обработку образцов проводили на технологических лазерах импульсного и непрерывного действия. Лазерная обработка импульсным излучением выполнялась на установке «Квант16», а обработка непрерывным излучением проводилась на специализированной установке «Комета-1».

Выбор насыщающих сред легирующих элементов проводился с учетом поставленной задачи создания износостойких покрытий на алюминиевых сплавах. В качестве насыщаю-

щих сред использовали как металлы (хром; никель), так и химические соединения (дисилицид ниобия  $NbSi_2$ ). Для легирования использовали порошки дисперсностью  $d = 5 \dots 15$  мкм. Лазерное легирование проводили в воздушной атмосфере из образцов толщиной  $h$  от 0,1 до 0,6 мм с плотностью нанесения  $10 \dots 30$  мг/см<sup>2</sup>. Плотность мощности излучения изменялась в диапазоне  $W = 1,7 \dots 3,0 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>, коэффициент перекрытия зон упрочнения  $K_n = 0 \dots 1,0$ . Режимы лазерного излучения предусматривали проплавление зоны воздействия. Часть образцов подверглась лазерной термической обработке (ЛТО) в воздушной атмосфере при плотности энергии излучения  $W = 1,0 \dots 2,5 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

Исследования микроструктуры образцов проводили в оптическом микроскопе Neophot. Качественную картину распределения легирующего элемента в зоне легирования получали при помощи микрорентгеноспектрального анализатора (МРСА) «Самбах-мисго». Фазовый анализ зон лазерного легирования проводили при помощи рентгеновского дифрактометра ДРОН-3. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3.

Износостойкость упрочненного слоя исследовали на машине трения 77МТ-1 с возвратно-поступательным движением трущихся тел. В качестве контртела использовали пластину из закаленной стали 40Х. Испытания проводили в смазочной среде с использованием индустриального масла И20. Изменение массы образца в процессе испытаний фиксировали через постоянные промежутки времени (60 мин) в течение 6 часов. Суммарный путь трения при этом составил 1600 м. По результатам испытаний строили кривые в координатах: потеря массы образца – время испытаний.

### Результаты и обсуждение

На основе исследований, проведенных в работах [10, 11] проведен теоретический анализ механизмов массопереноса легирующих элементов в зоне лазерного воздействия алюминиевого сплава.

Диффузионный механизм насыщения. Диффузионный механизм реализуется вследствие молекулярного переноса вещества легирующего элемента вглубь зоны расплава, при этом выравнивание концентрации элемента в области расплава происходит за счет диффузии. Диффузионный поток вещества возникает при

наличии в жидкости градиентов концентрации  $\nabla C$  и температуры  $\nabla T$ . Таким образом, плотность диффузионного потока  $\vec{J}$  является функцией этих параметров, а также зависит от коэффициента диффузии элемента в обрабатываемом металле:

$$\vec{J} = -\rho D \left( \nabla C + \frac{K_T}{T} \nabla T \right), \quad (1)$$

где  $\rho$  – плотность диффундирующего вещества;  $K_T$  – термодиффузионное отношение.

Известно, что коэффициент диффузии является функцией температуры:

$$D = D_0 e^{-\frac{\varepsilon}{kT}}, \quad (2)$$

где  $D_0$  – предельное значение коэффициента диффузии;  $\varepsilon$  – энергия активации;  $K$  – постоянная Больцмана;  $T$  – температура.

Решение диффузионной задачи для условий покоящейся жидкости дает выражение для глубины проникновения легирующего элемента в расплав:

$$l_0 = \sqrt{\frac{4Dd}{v}}, \quad (3)$$

где  $v$  – скорость сканирования лазерного луча вдоль поверхности;  $d$  – диаметр ванны расплава.

Расчетная оценка влияния глубины проникновения легирующего элемента в зону расплава под влиянием диффузионных процессов по формуле (3) дает результат в несколько раз меньший реальной глубины зоны легирования: т.е. теоретически термодиффузия не может обеспечить скорость проникновения легирующего элемента в расплав, сопоставимую с наблюдаемыми в эксперименте результатами (рис. 1).

Полученные результаты позволяют предположить, что диффузионный механизм не является основным при перемещении легирующих добавок в расплаве при лазерном легировании. Под воздействием мощного лазерного излучения в системе материала подложки и легирующей обмазки происходят сложные процессы массопереноса.

Конвективный механизм массопереноса. При расплавлении лазерным лучом происходит неравномерный нагрев слоя жидкого металла. Конвективный массоперенос обусловлен влиянием температуры на коэффициент поверхностного натяжения металла ( $\alpha$ ). Температурная зависимость поверхностного на-

тяжения является причиной возникновения силы, направленной от центра зоны расплава к периферии. Наличие тангенциальной к по-

верхности силы, действующей на верхний слой расплава, лимитирует движение расплава в объеме материала.

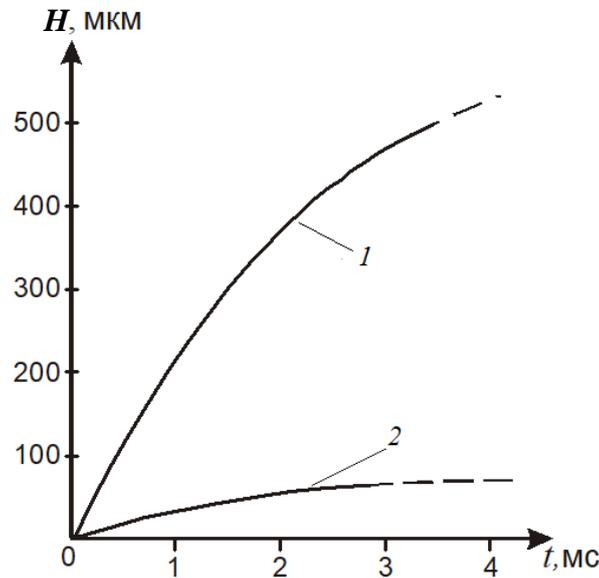


Рис. 1. Скорость проникновения легирующего элемента в расплав:  
1 – экспериментальная; 2 – теоретическая (при диффузионном механизме насыщения)

Для описания конвективного массопереноса необходимо решить систему гидродинамических уравнений, содержащих уравнение теплопроводности, векторное уравнения движе-

ния Навье-Стокса и уравнение непрерывности. Полная система уравнений решается в соответствующих рассматриваемой задаче граничных условиях:

$$\begin{aligned} \text{при } z = 0 \text{ (на поверхности)} \quad \eta \left( \frac{\partial v_x}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial x} \right) &= \frac{\partial \alpha}{\partial x} = \left( \frac{\partial \alpha}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right); & (4) \\ \text{при } z = H \quad v_s &= 0, & (5) \end{aligned}$$

где  $\eta$  – коэффициент динамической вязкости;  $\alpha$  – коэффициент поверхностного натяжения жидкого металла;  $H$  – глубина расплава;  $v_s$  – скорость расплава на границе жидкой и твердой фаз.

Система уравнений гидродинамики является нелинейной, и ее решение представляет сложную задачу. При введении некоторых упрощающих предположений [10] задача конвективного массопереноса в зоне расплава решается с учетом теплопроводности. На основе таких решений получены прикладные результаты: соотношения, позволяющие выбирать толщину легирующей обмазки для получения заданной концентрации легирующего элемента в зоне расплава, а также зависимости для выбора оптимальных параметров лазерной обработки (плотности потока энергии и скорости перемещения лазерного луча вдоль обрабатываемой поверхности).

Действительная картина движения жидкости в зоне расплава оказывается значительно

сложнее. Зона расплава ограничена, поэтому линии тока жидкости искривляются, и проявляется вихревой характер ее движения (рис. 2).

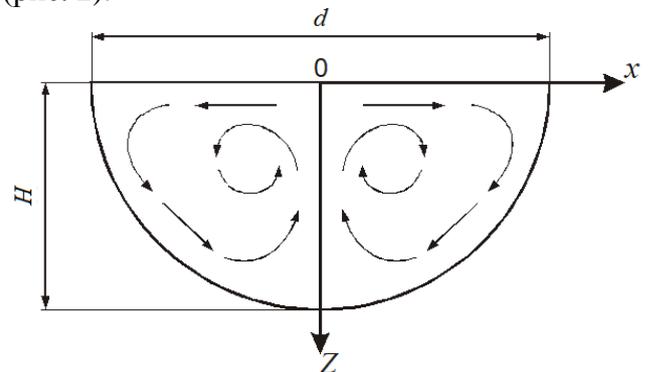


Рис. 2. Модель вихревого движения жидкости в ограниченной зоне расплава при наличии сил поверхностного натяжения

По краям зоны плавления скорость движения расплава меняется и по величине и по направлению, возникает циркуляция жидкости,

что приводит к интенсивному перемешиванию.

Полученные при помощи МРСА-анализатора изображения зоны лазерного легирования в характеристическом излучении элемента (рис. 3) дают специфическую картину, подтверждающую действие механизма конвективного массопереноса.



Рис. 3. МРСА-изображение зоны лазерного легирования сплава Д16 никелем в характеристическом излучении Ni,  $\times 200$

Одновременное действие диффузионного и конвективного механизмов массопереноса повышает эффективность насыщения зоны расплава легирующим веществом. Диффузионные процессы приводят к обогащению эле-

ментом поверхностных слоев, а конвективные явления вызывают их перемещение вглубь расплава. Уменьшение содержания легирующего элемента вблизи поверхности создает градиент концентраций и интенсифицирует диффузию частиц из обмазки в расплавленный материал подложки.

Механизм внедрения в расплав тугоплавких микрочастиц. При лазерном легировании алюминиевых сплавов, имеющих низкую температуру плавления, существенное значение приобретает механизм механического внедрения в расплав частиц тугоплавкого металла из легирующей обмазки. Частицы микронного размера приобретают начальный импульс как под действием светового давления в поле мощного лазерного излучения, так и за счет реакции частиц на быстрое испарение их молекулярного поверхностного слоя. Частицы тугоплавкого металла, попадающие в жидкий расплав алюминия, остаются в твердом состоянии до затвердевания материала подложки.

Наличие поперечного градиента температуры  $\frac{\partial T}{\partial x}$  вызывает движение частиц к периферийной части ванны расплава. В случае малых градиентов  $\frac{\partial T}{\partial x}$  и  $\frac{\partial T}{\partial z}$  частицы тонут вследствие силы тяжести, которая превышает выталкивающую силу Архимеда. Чем больше разность плотностей легирующего материала и металла подложки, тем выше скорость погружения частиц.

Движение отдельной сферической частицы, моделируют следующие уравнения:

$$\frac{4}{3}\pi r R^3 \ddot{x} = 2\alpha_0 \frac{\partial T}{\partial x} R - 6\pi\eta R \dot{x}; \quad (6)$$

$$\frac{4}{3}\pi r R^3 \ddot{z} = 2\alpha_0 \frac{\partial T}{\partial z} R + \frac{4}{3}\pi(\rho - \rho_{\text{ж}})R^3 g - 6\pi\eta R \dot{z}, \quad (7)$$

где  $\rho$  – плотность материала частицы;  $R$  – радиус частицы;  $\rho_{\text{ж}}$  – плотность материала расплавленной подложки;  $\eta$  – вязкость материала подложки.

Численные решения системы уравнений движения при различных начальных условиях и задаваемых входных параметрах материалов подложки и обмазки показали, что параметры гетерофазной структуры, формирующейся в области поверхностного лазерного легирования при внедрении микрочастиц, существенно зависят от дисперсности исходного легиру-

ющего порошка. Для конкретных пар материалов подложки и легирующей обмазки при данной мощности лазерного излучения существует оптимальный диапазон размеров легирующих частиц, при котором наиболее эффективно заполняется ванна расплава. Чем больше плотность мощности лазерного излучения, тем крупнее должны быть частицы для обеспечения требуемой начальной скорости внедрения частиц  $v_0$  (рис. 4).

Минимальная скорость частиц  $v_0$ , необходимая для легирования, определяется време-

нем воздействия лазерного излучения  $\tau$  и глубиной области расплава  $H$ :  $v_0 = H/\tau$ . При фиксированных значениях плотности мощности в интервале  $P_2 \dots P_3$  требуемые значения  $v_0$  могут быть получены при легировании частицами размером в диапазоне  $R_1 \dots R_2$ . Изменение поверхностной плотности мощности лазерного луча по пятну соответствует распределению Гаусса. Поэтому в реальных условиях зависимости  $v(R)$  при фиксированной энергии и времени воздействия лазерного излучения соответствует некоторая область (кривые 4 и 4' на рис. 4). При этом необходимую скорость  $v_0$  приобретают частицы, размеры которых лежат в интервале от  $R_3$  до  $R_4$ .

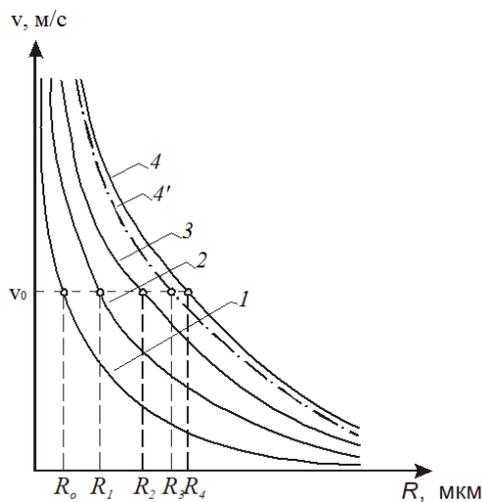
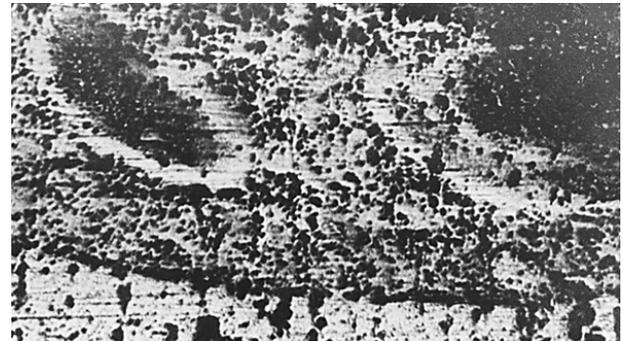


Рис. 4. Схема зависимости начальной скорости частиц от их радиуса  $R$  при заданной поверхностной плотности лазерного излучения ( $P_1 < P_2 < P_3 < P_4$ )

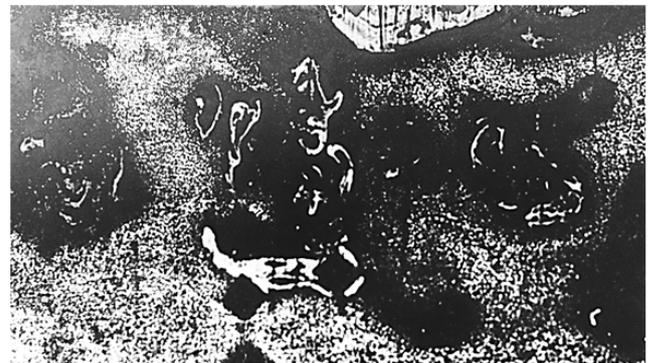
Уменьшение размера частиц увеличивает начальную скорость, т.е. более дисперсные частицы погружаются на большую глубину ванны расплава за время воздействия лазерного излучения. Вместе с тем, размеры частиц определяют и характер их движения в поле эффективной силы тяжести и силы Стокса. Сила сопротивления, линейно зависящая от радиуса, при малых размерах может превышать силу тяжести, пропорциональную  $R^3$ . Поэтому даже при достаточно большой скорости влета частиц глубина их погружения может оказаться незначительной.

Данный механизм переноса вещества путем прямого внедрения в расплав реализуется в наибольшей степени при легировании тугоплавкими соединениями. Полученные закономерности подтверждены при лазерном легировании алюминиевой подложки порошком

дисилицида ниобия. В гетерофазной структуре застывшей ванны расплава выявляются внедренные микрочастицы тугоплавкого соединения  $NbSi_2$ , размеры которых зависят от дисперсности исходного порошка (рис. 5).



а)



б)

Рис. 5. Микроструктуры зон лазерного легирования сплава Д16 дисилицидом ниобия из порошков с различной дисперсностью,  $\times 160$ :

а -  $d \approx 5$  мкм; б -  $d \approx 15$  мкм

Реализация массопереноса по механизму внедрения частиц в зону расплава способствует дисперсионному упрочнению, что выражается в повышении микротвердости до 6470 МПа (по сравнению с 1400 МПа в исходном состоянии). Поскольку уровень дисперсионного упрочнения зависит от геометрических параметров гетерофазной структуры: размеров частиц и расстояния между ними [12], то прирост твердости можно регулировать путем изменения степени дисперсности исходного легирующего порошка (см. рис. 5).

Создание характерной структуры с твердыми включениями в мягкой матрице по типу Шарпи обеспечивает сопротивление изнашиванию. Экспериментально показано повышение износостойкости алюминиевого сплава, легированного дисилицидом ниобия, по сравнению как с неупрочненным сплавом, так и со

сплавом после лазерной термической обработки (рис. 6).

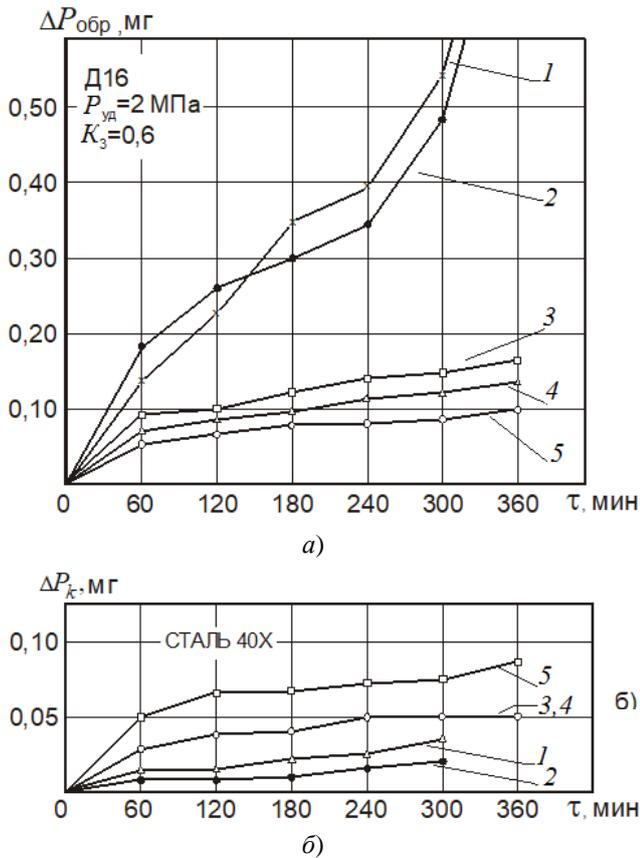


Рис. 6. Изменение массы образцов сплава Д16 (а) и контрола из стали 40Х (б) при испытаниях на износ:

1 – исходное состояние; 2 – ЛТО; 3 – легирование никелем; 4 – легирование дисилицидом ниобия; 5 – легирование хромом; режим обработки:  $W = 1,0 \text{ кВт}$ ;  $v = 12,5 \text{ мм/с}$ ;  $h = 0,3 \text{ мм}$

Легирование хромом и никелем также увеличивает износостойкость сплава Д16 в 4 – 5 раз по сравнению с износостойкостью сплава в исходном состоянии и после ЛТО (см. рис. 6).

Поскольку структура зон лазерного легирования чистыми металлами формируется преимущественно путем механизмов диффузионного и конвективного массопереноса, то в результате происходит активное растворение элементов в сплаве. При равновесном охлаждении в системах Al-Cu-Cr и Al-Cu-Ni возможно образование интерметаллидов. Однако в случае лазерного легирования в результате сверхвысоких скоростей охлаждения при кристаллизации ванны расплава их выделение в существенной степени подавляется.

Показано [13], что в подобных условиях растворимость элементов в твердом алюминии может превышать равновесную в десятки раз; она может достигать 10 % (по массе) для Cr и 15 % (по массе) для Ni. По данным рентгеноструктурного анализа при легировании этими металлами на дифрактограммах с поверхности зон легирования наряду с сильными линиями твердого раствора наблюдаются слабые пики от отдельных плоскостей фаз, соответственно,  $\text{CrAl}_7$ ,  $\text{Cr}_2\text{Al}_{11}$ ,  $\text{Cr}_3\text{Al}_2$  и  $\text{NiAl}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , а также происходит полное исчезновение линий  $\theta$ -фазы  $\text{CuAl}_2$ . Таким образом, полученные структуры зон легирования металлами с определенной степенью допущения можно считать пересыщенными твердыми растворами.

Наблюдающееся увеличение микротвердости (до 5500 МПа при легировании Ni и до 6300 МПа при легировании Cr) в данном случае происходит, главным образом, благодаря твердорастворному упрочнению. Как известно [12], прирост напряжения в кристаллической решетке при наличии посторонних атомов пропорционален концентрации растворенного элемента  $C_{ЛЭ}$ :

$$\Delta\sigma_T = A\delta^2 C_{ЛЭ}, \quad (8)$$

где  $A$  – коэффициент пропорциональности;  $\delta$  – параметр размерного несоответствия, который учитывает различия в атомных радиусах матричного металла  $r_{Me}$  и растворенного элемента  $r_{ЛЭ}$ :

$$\delta = \frac{r_{ЛЭ} - r_{Me}}{r_{Me}}. \quad (9)$$

Наряду с высокой концентрацией элементов в зоне легирования, значительному уровню твердорастворного упрочнения способствует существенная разница в радиусах атомов растворителя алюминия ( $r_{Al} = 0,143 \text{ нм}$ ) и растворенных металлов ( $r_{Cr} \approx r_{Ni} = 0,125 \text{ нм}$ ).

Различие в микротвердости зон легирования хромом и никелем может объясняться разной концентрацией элементов в пересыщенном твердом растворе. О более сильной пересыщенности алюминия хромом косвенно свидетельствует существенное изменение параметра кристаллической решетки матричного металла ( $a = 0,40367 \text{ нм}$  по сравнению с  $a = 0,40476 \text{ нм}$  у исходного сплава), тогда как при легировании никелем изменение параметра решетки менее значительное

( $a = 0,4042$  нм). Возможно также дополнительное дисперсионное упрочнение зон легирования хромом частицами хромоалюминиевых интерметаллидов, образующимися по «кластерному» механизму зарождения [10]. Более высокая износостойкость сплава, легированного хромом (см. рис. 6), коррелирует с более высокой микротвердостью.

### Заключение

На основе теоретических и экспериментальных исследований механизмов массопереноса при лазерном легировании алюминиевых сплавов показано, что их преимущественная реализация зависит от типа легирующей добавки и формирует различную структуру зон лазерного легирования. Для данной системы легирования регулирование механизмов переноса вещества в расплаве может осуществляться следующими параметрами: дисперсностью легирующего порошка, мощностью лазерного излучения и временем его воздействия.

Установлено, что механизм конвективного массопереноса атомов легирующего элемента в ванне расплава является основным при легировании чистым металлом, а механизм прямого внедрения в расплав тугоплавких частиц является приоритетным при легировании химическим соединением. В первом случае происходит твердорастворное упрочнение однофазной зоны легирования, во втором случае – дисперсионное упрочнение гетерофазной структуры. В обоих случаях наблюдается существенное (в 4 – 5 раз) повышение износостойкости алюминиевого сплава.

### СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. **Алюминиевые** литейные антифрикционные сплавы с повышенной способностью к приспособляемости поверхностей трения / А.Е. Миронов, И.С. Гершман, Е.И. Гершман и др. // Вестник ВНИИЖТ. – 2017. – Т. 76. – № 6. – С. 336-340.
2. **Гуревич, Ю.Г.** Теоретические и технологические основы диффузионного хромирования серого чугуна // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 9. – С. 45-48.
3. **Петрова, Л.Г., Александров, В.А., Брежнев, А.А.** Новые возможности борирования для получения модифицированных слоев на стальных деталях, работающих в условиях износа и коррозии // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – №10 (106). – С. 26-33.

4. **Баландин, Ю.А., Колпаков, А.С.** Диффузионное силицирование в псевдооживленном слое // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – №3 (609). – С. 31-35.

5. **Лукомский, Ю.Я., Горшков, В.К., Разговоров, П.Б.** Гальванические и лакокрасочные покрытия на алюминии и его сплавах // Иваново. – 2010. – 239 с.

6. **Петрова, Л.Г., Александров, В.Д., Морщиллов, М.В.** Формирование износостойких покрытий на алюминиевом сплаве АЛ9 гальваническими, детонационными и газофазными методами // Научные технологии в машиностроении. – 2018. – №1 (79). – С. 22-27.

7. **Григорьянц, А.Г., Шиганов, И.Н., Мисюров, А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.

8. **Чудина, О.В., Брежнев, А.А.** Поверхностное легирование углеродистых сталей при лазерном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – №4 (64). – С. 10-16.

9. **Петрова, Л.Г., Александров, В.Д., Морщиллов, М.В.** Получение износостойких покрытий на сплавах алюминия методом лазерного легирования // Научные технологии в машиностроении. – 2021. – №9 (123). – С. 42-48.

10. **Александров, В.Д., Сазонова, З.С.** Поверхностное упрочнение алюминиевых сплавов лазерной обработкой. – М.: МАДИ (ТУ), 2001. – 231 с.

11. **Белашова, И.С., Тарасова, Т.В.** Исследование кинетики массопереноса при лазерном легировании // Научные технологии. – 2007. – Т. 8. – № 12. – С. 57-62.

12. **Приходько, В.М., Петрова, Л.Г., Чудина, О.В.** Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. – М.: Машиностроение, 2003. – 380 с.

13. **Мондольфо, Л.Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

### REFERENCES

1. Aluminum casting antifriction alloys with increased capacity to adaptability of friction surfaces/ A.E. Mironov, I.S. Gershman, E.I. Gershman et al./Vestnik «VNIIZhT» 2017, vol.76, pp. 336-340.
2. Gurevich, Yu.G. Theoretical and technological bases of gray cast iron diffusion chromizing, News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy, 2010, no. 9, pp. 45-48.
3. Petrova, L.G., Alexandrov, V.A., Brezhnev, A.A. New potentialities in boronizing for obtaining modified layers on steel parts operating under wear and corrosion conditions/ Strengthening technologies and coatings, 2013, no.10 (106), pp. 26-33.
4. Balandin, Yu.A., Kolpakov, A.S. Processes of diffusion siliconizing in a fluidized bed Metal Science and Heat Treatment, 2006, no.3 (609), pp. 31-35.

5. Lukomsky, Yu.Ya., Gorshkov, V.K., Razgovorov, P.B. Electroplating and paint coatings on aluminum and its alloys / Ivanovo, 2010, 239 p.

6. Petrova, L.G., Alexandrov, V.D., Wrinkilov, M.V. Formation of wear-resistant coatings on aluminum alloy AL9 by galvanic, detonation and vapour-phase methods // Science intensive technologies in mechanical engineering, 2018, no.1 (79), pp. 22-27.

7. Grigoryants, A.G., Shiganov, I.N., Misyurov, A.I. Technological processes of laser treatment/ Moscow: Bauman Moscow State Technical University, 2006, 664 p.

8. Chudina, O.V., Brezhnev, A.A. Surface alloying of carbon steels in laser heating/Hardening technologies and coatings, 2010, no. 4(64), pp. 10-16.

9. Petrova, L.G., Alexandrov, V.D., Wrinkilov, M.V. Obtaining wear-resistant coatings in aluminum alloys using laser alloying/ Science intensive technologies in mechanical engineering, 2021, no.9 (123), pp. 42-48.

10. Alexandrov, V.D., Sazonova, Z.S. Surface hardening of aluminum alloys by laser treatment. – Moscow: MADI (TU), 2001, 231 p.

11. Belashova, I.S., Tarasova, T.V. Investigation of mass transfer kinetics in laser alloying / Science intensive technologies, 2007, vol. 8, no. 12, pp. 57-62.

12. Prikhod'ko, V.M., Petrova, L.G., Chudina, O.V. Metallophysical basis for reinforcing technologies development. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 380 p.

13. Mondolfo, L.F. Structure and Properties of Aluminum Alloys, Moscow: Metallurgiya, (1979), 640 p.

**Вклад авторов:** все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Contribution of the authors:** the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 08.12.2021; одобрена после рецензирования 28.01.2022; принята к публикации 30.01.2022.

The article was submitted 08.12.2021; approved after reviewing 28.01.2022; accepted for publication 30.01.2022.

