



УДК 621.791.72

## ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ИСТОЧНИКАМИ ЭНЕРГИИ\*

**Н. В. КОБЕРНИК**, канд. техн. наук, **Г. Г. ЧЕРНЫШОВ**, д-р техн. наук (МГТУ им Н. Э. Баумана, РФ),  
**Р. С. МИХЕЕВ**, инж., **Т. А. ЧЕРНЫШОВА**, д-р техн. наук (Ин-т металлургии им. А. А. Байкова РАН, РФ)

Исследована возможность модифицирования поверхностных слоев антифрикционного алюминиевого сплава АК9 и алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами карбида кремния SiC и оксида алюминия  $Al_2O_3$ , при оплавлении поверхности дуговым разрядом в магнитном поле, а также импульсным лазерным излучением. Показано, что при оплавлении наблюдается значительное диспергирование исходной структуры поверхностного слоя. Образцы после обработки отличаются механическими и триботехническими характеристиками, превосходящими исходный материал.

*Ключевые слова:* дуговое оплавление, импульсное лазерное излучение, армированные композиционные материалы, магнитное поле, модифицирование поверхности

В настоящее время внимание конструкторов привлекают алюмоматричные композиционные материалы (КМ), армированные тугоплавкими частицами керамики. Указанные КМ характеризуются высокими износостойкостью и трибологическими свойствами, что делает их перспективными для использования в трибосопряжениях [1, 2]. Весьма важным направлением дальнейших работ является создание из этих КМ износостойких антифрикционных покрытий на деталях, работающих в экстремальных условиях. В работах [3–8] показана возможность получения износостойких покрытий из таких материалов аргонодуговой наплавкой с применением присадочных прутков, причем наплавленные покрытия, характеризуются эксплуатационными свойствами, близкими к свойствам литых КМ того же состава. Существует дополнительная возможность улучшить эксплуатационные свойства поверхностного слоя исходных КМ и наплавленных покрытий путем модифицирования их структуры, поскольку изменение размеров элементов структуры заметно отражается на износостойкости деталей [9].

В работах [10, 11] предлагается использовать для модифицирования поверхностного слоя КМ микроплазменные разряды, а также электронно-лучевое и лазерное излучение. Однако такие способы обработки поверхности КМ не всегда оправданы с экономической точки зрения из-за низкой скорости обработки, а также необходимости применения сложного и дорогостоящего оборудования. Кроме того, микроплазменная обработка

в вакуумных камерах связана с ограничениями в размере изделий, а при лазерной обработке необходимо также учитывать отражающие свойства обрабатываемого материала. Более экономичным и гибким способом обработки поверхности КМ является дуговое оплавление с воздействием на дугу и расплавленную ванну магнитного поля, что позволяет получать высококачественные плотные и однородные по составу поверхностные слои [12].

В настоящей работе представлены результаты исследований возможностей дугового оплавления в магнитном поле, а также оплавления импульсным лазерным излучением для модифицирования поверхностных слоев литых образцов из алюминиевого сплава АК9 и алюмоматричных КМ, упрочненных частицами карбида кремния SiC и оксида алюминия  $Al_2O_3$ .

При модифицировании поверхностных слоев алюмоматричных КМ, армированных частицами карбида кремния, путем оплавления возможна деградация армирующей фазы за счет перегрева расплава КМ [13]. Это проявляется в образовании значительного содержания продуктов межфазных реакций  $Al_4C_3$  и  $Al_4SiC_4$ , что приводит к потере формы вследствие коррозионного разрушения в присутствии водяных паров, снижению прочности и жесткости КМ. В работах [3, 14] показано, что процессы деградации армирующей фазы можно подавить при рациональном выборе режимов обработки, техники выполнения наплавки и использовании в качестве матрицы сплавов системы Al–Si с 11...13 мас. % Si. Поэтому при проведении исследований использовали КМ с матричными сплавами АК12М2MgH и АК12 и режимы, рекомендованные в работах [3–6, 14].

Эксперименты по модифицированию структуры поверхностного слоя оплавлением проводили

\* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 08-0800476-а.



на литых пластинах из алюминиевого сплава АК9 следующего состава (ГОСТ 1583–93), мас. %: 9...11 Si; ≤ 1 Cu; 0,2...0,4 Mg; 0,2...0,5 Mn; ≤ 0,3 Ni; ≤ 0,5 Zn; ≤ 1,3 Fe; Al — основа и дисперсно-упрочненных алюмоматричных КМ.

Дисперсно-упрочненные КМ получали механическим замешиванием армирующего наполнителя в матричный расплав. Матрицей КМ служили алюминиевые сплавы (ГОСТ 1583–93) АК12М2МгН, мас. %: 11...13 Si; 1,5...3 Cu; 0,3...0,6 Mn; 0,85...1,35 Mg; < 0,5 Zn; 0,05...1,2 Ti; 0,3...1,3 Ni; < 0,8 Fe; < 0,2 Cr; < 0,1 Sn; АК12: 10...13 Si; < 0,6 Cu; < 0,5 Mn; < 0,1 Mg; < 0,3 Zn; < 0,7 Fe; < 0,1 Ni; < 0,1 Ti; Al — основа). Наполнителями были частицы карбида кремния SiC и оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Средний диаметр частиц SiC составлял 14 и 28 мкм, а Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 40 мкм. Перед замешиванием порошки выдерживали в печи для сушки, выжигания случайных органических загрязнений и окисления свободного кремния. Замешивание порошков в расплав осуществляли дисковой мешалкой. Пластины из КМ получали разливкой композиционного расплава в кокиль.

Оплавление дугowym разрядом в магнитном поле поверхностного слоя литых образцов осуществляли дугой, горящей в аргоне между вольфрамовым электродом и изделием на постоянном токе прямой полярности в центре четырехполюсной магнитной системы [12]. Ток дуги составлял  $I_d = 100$  А, скорость оплавления —  $v_{опл} = 14$  м/ч; магнитная индукция —  $B = 0,048...0,120$  Тл.

Оплавление импульсным лазерным излучением выполняли на установке «КВАНТ-15» с мощностью импульса  $W_n = 815, 1500$  и  $2250$  Вт и степенью расфокусировки (или расстояние от фокуса луча до поверхности образца)  $\Delta f = 1, 3$  и  $5$  мм, что обеспечивает при фокусном расстоянии объектива  $0,5$  мм диаметр пятна нагрева  $d_n = 0,3, 0,9$  и  $1,5$  мм. Время импульса  $t_n$  устанавливали  $4$  мс, а частоту следования импульсов —  $F_n = 1$  Гц. Скорость оплавления подбирали для обеспечения коэффициента перекрытия точек  $K_n = S/d_n = 0,5$ , где  $S$  — шаг при наложении единичных пятен, в качестве защитного газа использовали аргон.

Структуру модифицированных поверхностей исследовали на оптическом микроскопе «Leica DMILM» с использованием программы для анализа изображений «Qwin», а также на растровых электронных микроскопах «Leo 430i» и «FEI Quanta 3D FEG», оснащенных приставками для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА).

Механические свойства определяли измерением микротвердости по глубине наплавленного металла на приборе «Wilson Wolpert 432SVD» при нагрузке  $0,5$  Н, а также измерением твердости по Бринеллю на универсальном приборе «Wilson Wolpert 930 N» путем вдавливания шарика диаметром  $2,5$  мм при нагрузке  $620$  Н.

Для оценки эффективности модифицирования проводили испытания на сухое трение скольжения исходных образцов в литом состоянии и после оплавления дугой в магнитном поле. Трение осуществляли на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600–2004) по следующей схеме: вращающаяся втулка (контртело из стали 40Х с твердостью более  $HRC 45$ ) по шайбе (образцы из КМ с модифицированной поверхностью) при нагрузке  $18...60$  Н и скорости скольжения  $0,39$  м/с. В процессе испытания регистрировали момент трения и изменение массы путем взвешивания каждого образца до и после испытания с точностью ( $\pm 0,5 \cdot 10^{-3}$ ) г. Первый этап трибонагружения длительностью  $15$  мин при нагрузке  $18$  Н и скорости скольжения  $0,39$  м/с считали приработочным.

Поведение образцов в процессе сухого трения скольжения оценивали по объемной интенсивности изнашивания  $I_V$ , коэффициенту трения  $f_{тр}$ , коэффициенту изнашивания  $K$  и коэффициенту стабильности  $\alpha_{ст}$ . Значения этих параметров определяли по формулам [15, 16]

$$I_V = \frac{\Delta m}{\rho L}; \quad (1)$$

$$f_{тр} = \frac{M}{R_{cp} F_n}; \quad (2)$$

$$K = \frac{I_V H}{F_n}; \quad (3)$$

$$\alpha_{ст} = \frac{f_{cp}}{f_{max}}; \quad (4)$$

где  $\rho$  — плотность металла образца, г/мм<sup>3</sup>;  $L$  — путь трения, м;  $M$  — момент трения, Н·м;  $R_{cp}$  — средний радиус контртела, мм;  $F_n$  — приложенная нагрузка, Н;  $H$  — твердость металла образца, МПа;  $f_{cp}, f_{max}$  — средний и максимальный коэффициенты трения.

Коэффициент стабильности  $\alpha_{ст}$  представляет собой безразмерную величину и характеризует устойчивость процесса сухого трения скольжения. Коэффициент изнашивания  $K$ , также являющийся безразмерной величиной, отражает вероятность отделения частиц износа при трении.

**Структура и механические свойства поверхностных слоев, оплавленных дугowym разрядом в магнитном поле.** Микроструктуры образцов из сплава АК9 и дисперсно-наполненных КМ АК12+10 % Al<sub>2</sub>O<sub>3(40)</sub> и АК12М2МгН+12 % SiC<sub>(14)</sub> в исходном состоянии показаны соответственно на рис. 1, а и рис. 2, а, г. Из рисунков видно, что литая структура сплава АК9 состоит из крупных ячеисто-дендритных кристаллов  $\alpha$ -Al толщиной  $\lambda = 30...50$  мкм и междендритных эвтектических прослоек. Согласно МРСА эти прослой-

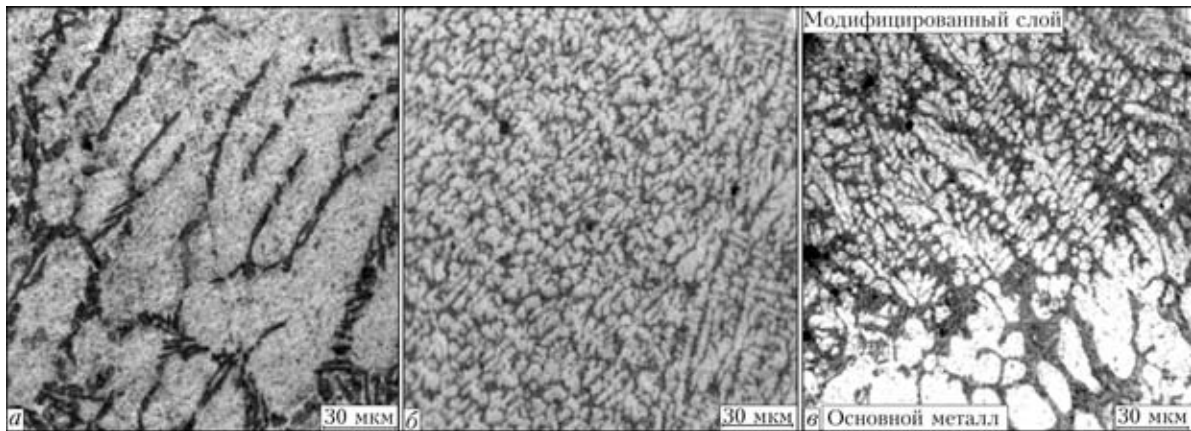


Рис. 1. Микроструктуры сплава КМ АК9 в исходном (литом) состоянии (а) и верхней части модифицированного слоя (б) и линии сплавления (в) после обработки дугой в магнитном поле ( $b = 0,048$  Тл)

Т а б л и ц а 1. Геометрические размеры швов, выполненные на образцах из различных материалов и при разных значениях магнитной индукции

Материал образца	$B$ , мм	$h$ , мм	$B$ , мм	$h$ , мм
	$b = 0,048$ Тл		$b = 0,12$ Тл	
АК9	7,00	1,20	8,50	0,50
АК12+10 % $Al_2O_{3(40)}$	6,73	1,27	9,27	1,67
АК12М2МгН+12 % $SiC_{(14)}$	6,60	2,00	8,07	2,40

ки, кроме  $\alpha$ -Al и эвтектического кремния, содержат алюминиды никеля, железа и меди. Толщина  $\lambda$  кристаллов  $\alpha$ -Al исходной (литой) структуры КМ составляет 13...15 мкм (АК12+10 %  $Al_2O_{3(40)}$ ) и 20...25 мкм (АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$ ), что несколько меньше, чем у алюминиевого сплава АК9. Это является следствием влияния армирующих частиц  $Al_2O_3$  и SiC, ограничивающих объемы расплавов, в которых проходит ликвация.

Образцы, полученные после дугового оплавления в магнитном поле, характеризуются достаточно гладкой поверхностью. Влияние магнитной индукции на форму поверхностных слоев, полученных дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем, исследовали на макрошлифах поперечных сечений оплавленных образцов. Измерения геометрических размеров швов показали, что для всех материалов при увеличении магнитной индукции характерен рост ширины  $B$  и зоны оплавления (табл. 1), поскольку достигается большая степень расфокусирования дуги. Изменение глубины проплавления  $h$  в зависимости от магнитной индукции происходит не столь явно, но тенденция к ее уменьшению сохраняется.

Микроструктуры образцов из сплава АК9 после модифицирующей обработки дуговым разрядом в магнитном поле представлены на рис. 1, б, в. На рисунках видно значительное диспергирование исходной структуры, вызванное высокими скоростями охлаждения тонкого слоя распла-

вленного металла. Параметр  $\lambda$  уменьшается до 5...7 мкм (рис. 1, б). Вблизи линии сплавления дисперсность структуры оплавленного слоя несколько меньше в результате частичного наследования структуры подложки при эпитаксиальной кристаллизации, а также меньшей начальной скорости кристаллизации расплава (рис. 1, в).

На рис. 2, б, в, д, е представлены микроструктуры образцов из дисперсно-наполненных КМ соответственно составов АК12+10 %  $Al_2O_{3(40)}$  и АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$ . Результатом поверхностной обработки образцов дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем является диспергирование исходной структуры матрицы (толщина соответственно равна 3...4 и 4...5 мкм). При этом объемное содержание и размер армирующих частиц  $Al_2O_3$  и SiC не изменяются.

Частицы SiC в обработанных поверхностных слоях образца КМ АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$  сохраняют исходную скользящую огранку, что свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителем и матричным расплавом во время дугового оплавления (рис. 2, б, д). Кроме того, в процессе поверхностной обработки происходит перераспределение армирующих частиц. Вследствие большой скорости охлаждения, присущей этому технологическому способу обработки, армирующие частицы распределяются в матрице более равномерно (рис. 3).

В результате обработки химический состав по толщине поверхностного слоя изменяется. Вблизи линии сплавления содержание кремния в слое уменьшается, а зона, прилегающая к поверхности образца, заметно обогащается кремнием по сравнению с исходной структурой (табл. 2). Причиной этого является ликвация, характерная для направленной кристаллизации оплавленного слоя от линии сплавления к поверхности слоя.

Диспергирование структуры матрицы и повышение однородности распределения наполнителя в поверхностных слоях дисперсно-наполненных

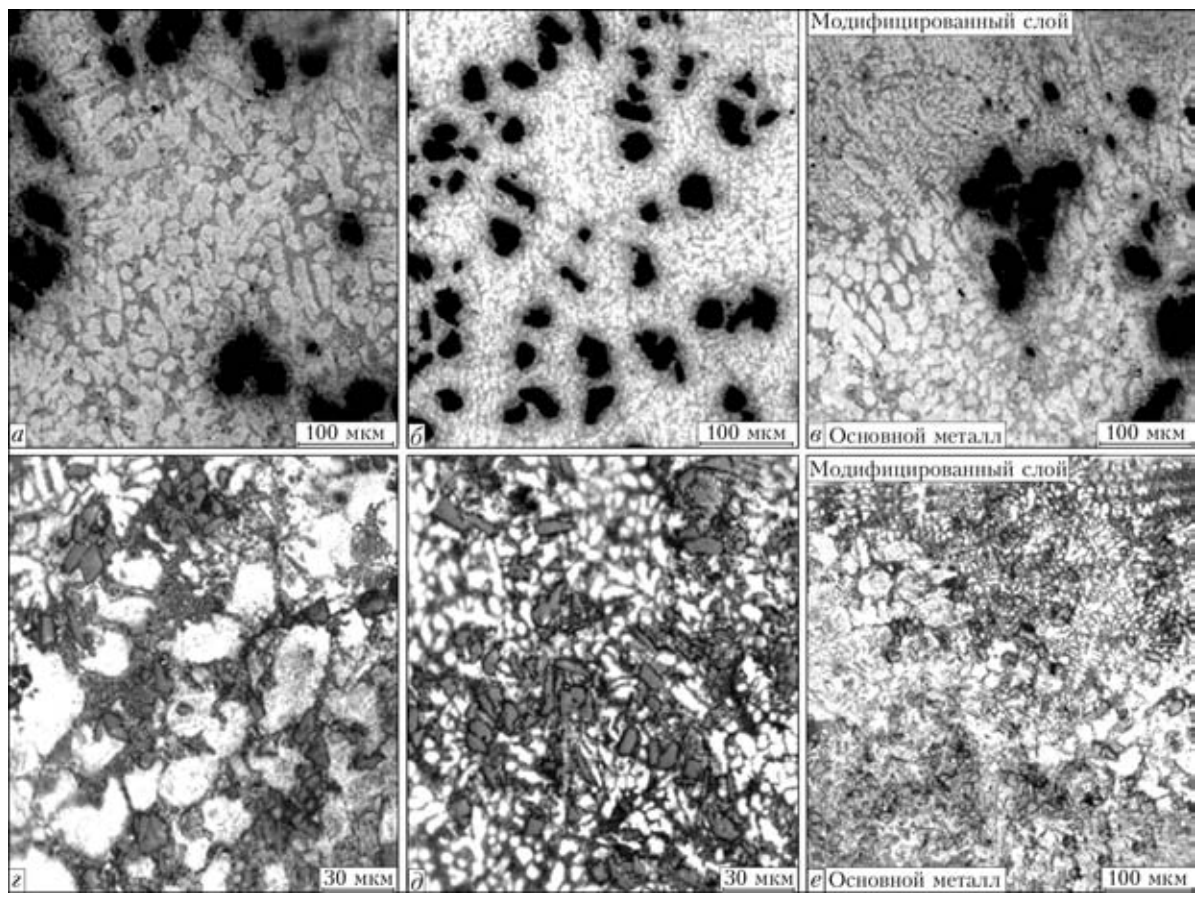


Рис. 2. Микроструктуры КМ АК12+10 %  $Al_2O_{3(40)}$  (а-в) и АК12М2МgН+12 %  $SiC_{(14)}$  (г-е) в исходном (литом) состоянии (а, г) и верхней части модифицированного слоя (б, д) и линии сплавления (в, е) после обработки дугой в магнитном поле ( $I_{св} = 110$  А;  $U_d = 16$  В;  $b = 0,048$  Тл)

КМ после модифицирующей обработки обуславливает увеличение твердости поверхностных слоев по сравнению с исходным состоянием сплава АК9 и дисперсно-наполненных КМ (рис. 4). Изменение значений магнитной индукции от 0,048 до 0,120 Тл практически не отражается на твердости оплавленного слоя.

Модифицирование структуры алюминиевых сплавов и КМ за счет обработки поверхности дуговым оплавлением в магнитном поле приводит к улучшению износостойкости и трибологических

характеристик. Значения объемной интенсивности изнашивания  $I_v$  и коэффициента изнашивания  $K$  как у модельного образца АК9, так и у дисперсно-наполненных КМ существенно снижаются, особенно при увеличении нагрузки (рис. 5). Это может быть связано с уменьшением размеров кристаллов кремния и относительных размеров участков твердого раствора на основе алюминия, что увеличивает сопротивление абразивному и адгезионному изнашиванию образцов [9]. Существенное значение имеет также отсутствие деградации армирующих частиц в наплавленных слоях дисперсно-наполненных КМ.

Нормализованные коэффициенты трения образцов ( $f_{мод}/f_{исх}$  — отношение коэффициента трения модифицированного образца к коэффициенту

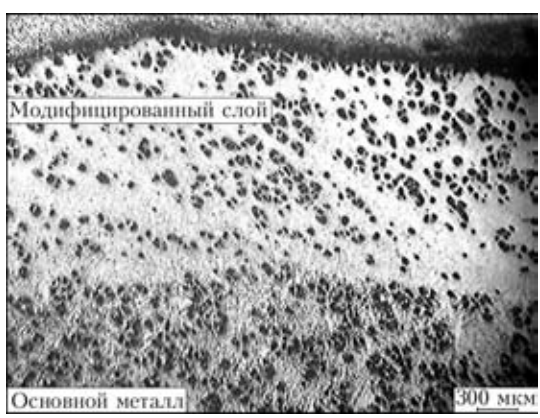


Рис. 3. Макроструктура КМ АК12+10 %  $Al_2O_{3(40)}$  после обработки дугой в магнитном поле ( $I_{св} = 110$  А;  $U_d = 16$  В;  $b = 0,12$  Тл)

Т а б л и ц а 2. Химический состав по глубине обработанного слоя КМ АК12М2МgН+12 %  $SiC_{(14)}$  (МРСА)

Участок измерения	Al, мас. % (ат. %)	Si, мас. % (ат. %)
Основной металл	91,58 (91,88)	8,42 (8,12)
Вблизи линии сплавления (со стороны модифицированного слоя)	96,3 (96,44)	3,70 (3,56)
Вблизи поверхности	83,08 (83,63)	16,92 (16,37)

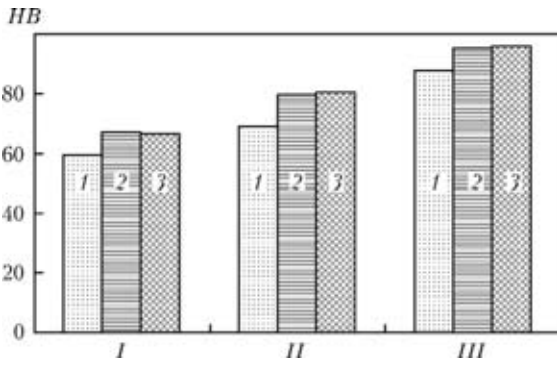


Рис. 4. Твердость образцов из сплава АК9 и дисперсно-упрочненных КМ АК9 (I), АК12+10 %  $Al_2O_3(40)$  (II) и АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$  (III) в исходном состоянии (1) и после обработки дугой в магнитном поле при  $b = 0,048$  (2) и  $0,120$  Тл (3)

трения исходного образца) в зависимости от приложенной нагрузки приведены на рис. 6. Из рисунка видно, что во всем диапазоне трибонагружения модифицированные образцы из модельного сплава АК9 имеют равные или меньшие значения коэффициента трения в сравнении с литыми образцами (рис. 6, а). Модифицированные дисперсно-наполненные КМ отличаются несколько большим коэффициентом трения на начальных стадиях испытаний при нагрузке до 39 Н по сравнению с исходным состоянием. Однако при больших нагрузках значения коэффициентов трения становятся одинаковыми (рис. 6, б, в), что может быть связано с формированием в процессе сухого трения скольжения переходного слоя, близкого по составу и дисперсности.

В процессе сухого трения скольжения приповерхностные слои испытывают сильную пластическую деформацию, следы которой в виде поворота осей дендритов в направлении скольжения можно наблюдать на микрошлифах поперечных сечений образцов после испытаний на трение (рис. 7, а). Ширина зоны пластической деформации литых образцов КМ составляет около 250 мкм, а модифицированных образцов снижается до 150 мкм. При испытаниях с осевой нагрузкой 60 Н на контактных поверхностях модифицированного образца отчетливо виден сформирован-

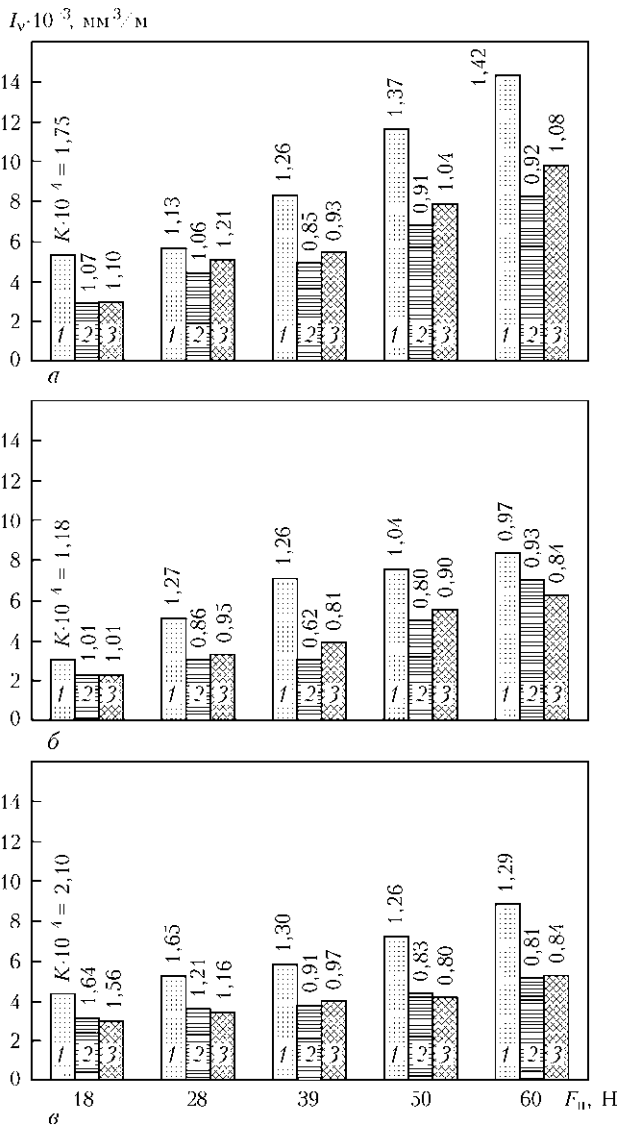


Рис. 5. Изменение объемной интенсивности изнашивания  $I_v$  и коэффициента изнашивания  $K \cdot 10^{-4}$  образцов из сплава АК9 (а), КМ АК12+10 %  $Al_2O_3(40)$  (б) и АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$  (в) в зависимости от нагрузки  $F_n$  в условиях сухого трения скольжения: 1 — исходное состояние; 2, 3 — после модифицирования поверхностного слоя при  $b = 0,048$  и  $0,12$  Тл

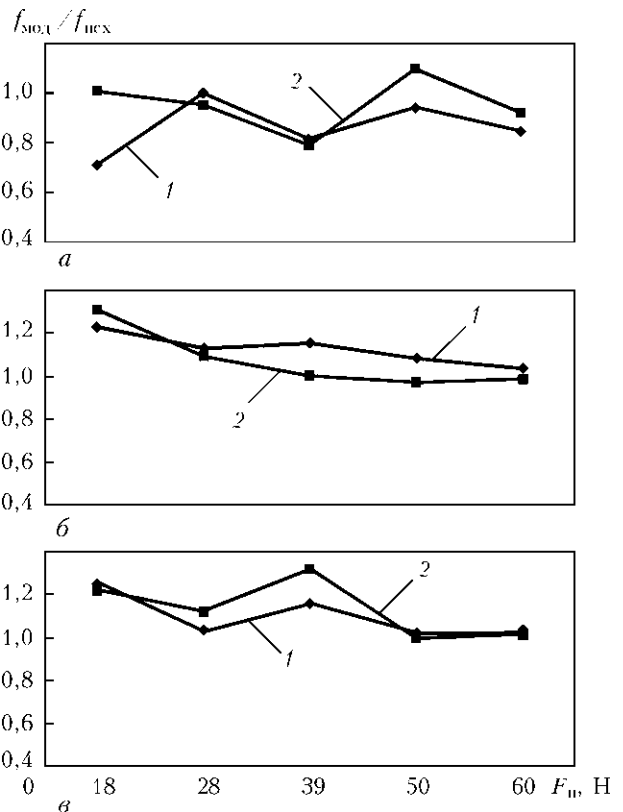


Рис. 6. Изменение нормализованного коэффициента трения  $f_{mod}/f_{lch}$  образцов АК9 (а), КМ АК12+10 %  $Al_2O_3(40)$  (б) и АК12М2МгН+12 %  $SiC_{(14)}$  (в) после модифицирующей обработки в зависимости от приложенной осевой нагрузки при  $b = 0,048$  (1) и  $0,120$  (2) Тл

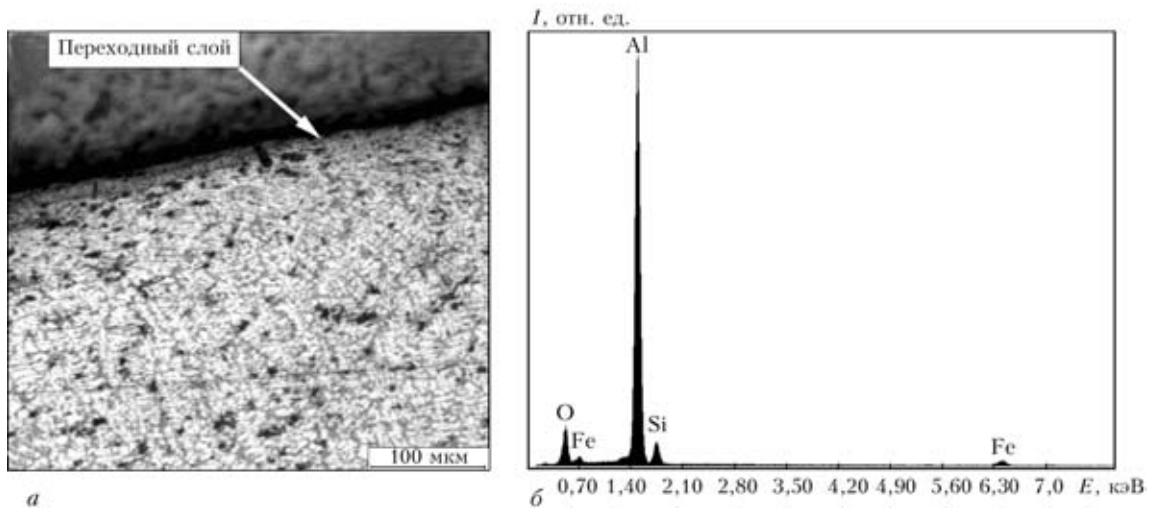


Рис. 7. Микроструктура модифицированного образца из сплава АК9 после испытаний на трение (а) и поэлементный состав переходного слоя согласно МРСА (б)

ный в процессе трения переходный слой. Согласно МРСА он представляет собой механическую наноструктурированную смесь из материала контртела и испытуемого образца, а также их оксидов (рис. 7, б). Появление железа или его оксидов может быть вызвано абразивным воздействием на контртело упрочняющих дисперсных частиц  $Al_2O_3$ , SiC, а также кристаллов кремния в составе сплавов АК9 и АК12М2МгН. Чем дисперснее микроструктура образца, испытуемого на трение, тем интенсивнее процессы наноструктурирования в переходном слое, который способствует снижению коэффициента трения и защищает образец от изнашивания.

Исходные образцы, а также образцы после модифицирующей обработки характеризуются коэффициентом стабильности процесса трения скольжения без смазки, близким к единице (табл. 3), что свойственно антифрикционным материалам и является свидетельством устойчивости процесса трения. Видно, что оплавление дугой в магнитном поле приводит к увеличению коэффициента стабильности образцов из дисперсно-наполненных

КМ, причем его высокие значения (не ниже 0,9) сохраняются даже при максимальных осевых нагрузках.

**Структура и механические свойства поверхностных слоев, оплавленных импульсным лазерным излучением.** Поверхности, оплавленные при наименьшем значении расфокусировки луча ( $\Delta f = 1$  мм или  $d_{\text{п}} = 0,3$  мм), имеют значительную шероховатость и множество углублений во всем диапазоне исследованных значений энергии импульсов. Такое состояние оплавленной поверхности свидетельствует о превышении оптимальной плотности лазерного излучения  $E_{\text{опт}}$ . В результате этого превышения происходит образование значительной доли парогазовой фазы, что приводит к существенному разбрызгиванию и испарению основного металла. Оплавленные поверхности, полученные при расфокусировке  $\Delta f = 3$  и 5 мм, имеют гладкую поверхность. Ширина полосы оплавления поверхности за один проход составляет не более 1,5 мм.

На рис. 8 показаны микроструктуры оплавленных импульсным лазерным излучением образцов

Т а б л и ц а 3. Значения коэффициентов стабильности  $\alpha_{\text{ст}}$  сухого трения скольжения образцов в исходном состоянии и после обработки сварочной дугой в магнитном поле

Материал образца	Состояние и режим обработки	$\alpha_{\text{ст}}$ при приложенной осевой нагрузке $F_{\text{н}}$ , Н				
		18	28	39	50	60
АК9	Исходное	0,87	0,91	0,92	0,93	0,90
	Обработка при $b = 0,048$ Тл	0,93	0,84	0,85	0,82	0,85
	Обработка при $b = 0,120$ Тл	0,87	0,81	0,82	0,85	0,84
АК12+10 % $Al_2O_3(40)$	Исходное	0,94	0,93	0,86	0,88	0,81
	Обработка при $b = 0,048$ Тл	0,81	0,85	0,95	0,95	0,97
	Обработка при $b = 0,120$ Тл	0,95	0,87	0,98	0,94	0,98
АК12М2МгН+12 % SiC <sub>(14)</sub>	Исходное	0,98	0,91	0,91	0,88	0,85
	Обработка при $b = 0,048$ Тл	0,98	0,91	0,95	0,94	0,89
	Обработка при $b = 0,120$ Тл	0,96	0,94	0,93	0,95	0,93

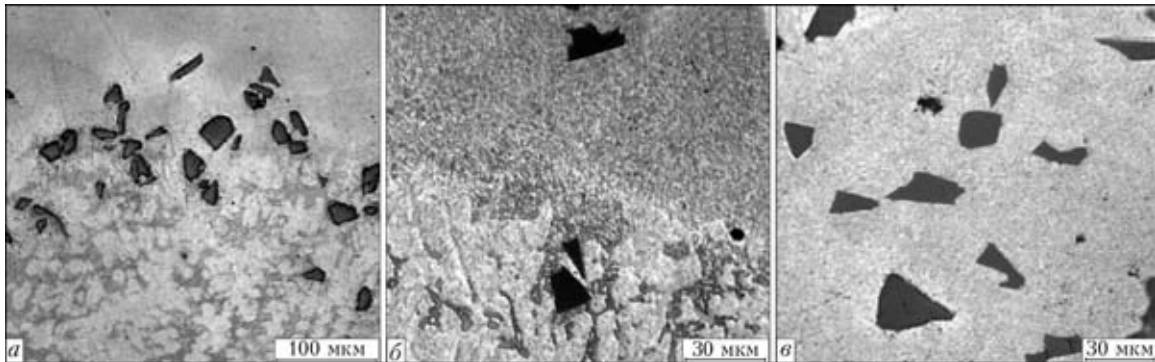


Рис. 8. Микроструктуры КМ АК12М2МгН+5 % SiC<sub>(28)</sub> после обработки импульсным лазерным излучением ( $\Delta f = 1$  мм;  $W_{и} = 2250$  Вт): а, б — линия сплавления; в — центральная часть

из КМ АК12М2МгН+5 % SiC<sub>(28)</sub>. В оплавленном поверхностном слое КМ присутствует армирующая фаза и частицы сохраняют размеры и скользящую огранку во всем диапазоне исследованных режимов. Значения  $\lambda$  при различных режимах лазерного оплавления для  $\Delta f = 1/3$  мм приведены ниже:

$W_{и}$ , Вт	812,5	1500	2250
$\lambda$ , мкм	1,90/1,90	1,80/1,70	1,54/1,60.

В результате обработки лазерным излучением происходит измельчение исходной структуры матрицы на порядок и более (в исходном литом состоянии КМ имеет  $\lambda = 30$  мкм).

Кроме металлографических исследований металла валиков, полученных оплавлением, проводили измерения их твердости при степени расфокусировки  $\Delta f = 1$  мм, а также в основном металле на расстоянии 5 мм от линии сплавления (она составляет  $HV 130$  МПа). Результаты измерений твердости приведены ниже:

$W$ , Вт	815	1500	2250
$HV$ , МПа	161	175	180.

Из полученных результатов видно, что микротвердость возрастает с увеличением мощности импульса, что является следствием не только диспергирования структуры матричного сплава после лазерного оплавления, но и дополнительного легирования матрицы за счет армирующей фазы.

Степень диспергирования структуры алюмоматричных КМ при оплавлении импульсным лазерным излучением больше, чем при оплавлении дугowym разрядом в магнитном поле. Однако производительность дугowego оплавления значительно выше (минимальная ширина оплавления при дугowym составляет 6,6 мм при указанном способе обработки со скоростью 14 м/ч составляет 6,6 мм, а при лазерной обработке со скорости 2,7 м/ч — 1,5 мм).

## Выводы

1. Показана возможность модифицирования поверхностных слоев алюминиевого сплава АК9 и алюмоматричных КМ при дугowym оплавлении поверхности в магнитном поле и оплавлении импульсным лазерным излучением.

2. При обработке сплава АК9 дугowym оплавлением в магнитном поле параметр уменьшается более чем в 7 раз, КМ АК12+10 % Al<sub>2</sub>O<sub>3(40)</sub> — в 4 раза, при обработке КМ АК12М2МгН+12 % SiC<sub>(14)</sub> — более чем в 5 раз. Применение четырехполюсной магнитной системы позволяет регулировать геометрические размеры зоны оплавления (ширину и глубину) и дисперсность получаемой структуры.

3. При оплавлении импульсным лазерным излучением наблюдается большее диспергирование структуры КМ. Параметр  $\lambda$  для АК12М2МгН+5 % SiC<sub>(28)</sub> после лазерной обработки уменьшается в 16 раз, однако производительность процесса оплавления значительно ниже, чем при дуговой обработке.

4. Обработанные поверхности приобретают механические и триботехнические характеристики, превосходящие исходный материал.

5. Процесс дугowego оплавления с воздействием на дугу и расплав магнитным полем может применяться для получения высококачественных и однородных по составу износостойких поверхностных слоев из алюмоматричных КМ.

1. Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Болотова Л. К. Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства // Металлы. — 2001. — № 6. — С. 85–98.
2. Поведение при сухом трении скольжения дисперсно наполненных композиционных материалов на базе алюминиевых сплавов с различным уровнем прочности / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, Л. К. Болотова, Т. В. Лемешева // Перспектив. материалы. — 2005. — № 5. — С. 38–44.
3. Аргонодуговая наплавка дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов / Н. В. Коберник, И. В. Бродягина, Г. Г. Чернышов, Т. А. Чернышова // Физ. и химия обработки материалов. — 2005. — № 4. — С. 67–71.
4. Коберник Н. В. Изготовление износостойких покрытий аргонодуговой наплавкой композиционного материала



- алюминиевый сплав АК12М2МгН — частицы SiC // Загот. пр-ва в машиностроении. — 2008. — № 3. — С. 13–17.
5. *Коберник Н. В.* Аргонодуговая наплавка композиционных материалов системы Al-SiC // Изв. вузов. Машиностроение. — 2008. — № 2. — С. 74–80.
  6. *Аргонодуговая наплавка износостойких композиционных покрытий / Н. В. Коберник, Г. Г. Чернышов, Р. С. Михеев и др.* // Физ. и химия обработки материалов. — 2009. — № 1. — С. 51–55.
  7. *Коберник Н. В.* Получение износостойких покрытий из композиционных материалов системы Al-SiC аргонодуговой наплавкой // Сварка и диагностика. — 2009. — № 1. — С. 25.
  8. *Влияние способа изготовления присадочного материала на формирование наплавленных покрытий из композиционных материалов / Н. В. Коберник, Г. Г. Чернышов, Р. С. Михеев, Т. А. Чернышова* // Там же. — 2009. — № 4. — С. 18–22.
  9. *Строганов С. Б., Ротенберг В. А., Гериман Г. Б.* Сплавы алюминия с кремнием. — М.: Металлургия, 1977. — 272 с.
  10. *Влияние микроплазменной обработки на свойства приповерхностного слоя образцов из различных конструкционных материалов / В. Г. Лаптева, Л. И. Куксенова, В. А. Иванов, М. Е. Кобычев* // Материалы науч.-техн. конф. с участием иностранных специалистов «Трибология – машиностроению», г. Москва, 2008 г. — CD-ROM. Секция 3. — № 19.
  11. *Бирюков В. П.* Лазерное упрочнение поверхностей трения мощными газовыми, твердотельными и волоконными лазерами // Там же. — № 7.
  12. *А. с. 654964 СССР.* Магнитная система / А. И. Акулов, Б. К. Буль, Г. Г. Чернышов и др. — Оpubл. 1979, Бюл. № 12.
  13. *Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо и др.* — М.: Наука, 1993. — 272 с.
  14. *Влияние импульсного лазерного излучения на структуру и свойства алюмоматричных композиционных материалов армированных частицами SiC / Р. С. Михеев, Н. В. Коберник, Г. Г. Чернышов и др.* // Физ. и химия обработки материалов. — 2006. — № 6. — С. 17–22.
  15. *Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А. В. Чичинадзе, Э. М. Берлинер, Э. Д. Браун и др.* — М.: Машиностроение, 2003. — 469 с.
  16. *Фукс И. Г., Буяновский И. А.* Введение в трибологию: Учеб. пособие. — М.: Нефть и газ, 1995. — 278 с.

Studied was the possibility of modifying surface layers of antifriction aluminium alloy AK9 and aluminium-matrix composite materials reinforced with particles of silicon carbide SiC and aluminium oxide  $Al_2O_3$  in glazing of surfaces with arc discharge in magnetic field, as well as with pulse laser beam. It is shown that glazing is accompanied by substantial dispersion of the initial surface layer structure. Samples after treatment are characterised by mechanical and tribological properties that are superior to those of the initial material.

Поступила в редакцию 09.03.2010

## РАЗРАБОТАНО В ИЭС

### ЭЛС в космическом машиностроении

Для ЭЛС титановых шаровых баллонов космического применения созданы специализированные установки КЛ-134 со скользящей по верхней крышке камеры сварочной пушкой и установка КЛ-154.



ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ  
тел./факс: (38044) 525-43-19  
E-mail: office@technobeam.com.ua