

На правах рукописи

Михеев Роман Сергеевич

**РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКИХ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ИЗ НИХ**

Специальность 05.16.06

“Порошковая металлургия и композиционные материалы”

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва – 2010

Работа выполнена в Учреждении Российской академии наук Институте
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Чернышова Татьяна Александровна

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Шиганов Игорь Николаевич

доктор технических наук, профессор
Кудинов Владимир Владимирович

Ведущее предприятие: ОАО «Всероссийский институт легких сплавов»
(ВИЛС)

Защита состоится 31 марта 2010 года в 14-00 часов на заседании
диссертационного совета Д 002.060.02 при Учреждении Российской
академии наук Институте металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН по адресу: 119991, Москва, Ленинский проспект,
д. 49, ГСП-1.

Ваш отзыв на автореферат в 1 экз., заверенный печатью, просим
высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Учреждения
Российской академии наук Институте металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН

Автореферат разослан ____ февраля 2010 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
доктор технических наук,
профессор



А.Е. Шелест

Общая характеристика работы

Актуальность работы. Развитие современной техники требует поиска и создания новых конструкционных и функциональных материалов. Новым классом таких материалов, обладающих комплексом эксплуатационных свойств, который не может быть достигнут на базе традиционных материалов, являются композиционные материалы (КМ).

В настоящее время в промышленности применяют КМ на основе практически всех технически важных металлических материалов. Однако наибольшее распространение получили КМ на основе алюминия и его сплавов, содержащие в качестве наполнителя дисперсные высокопрочные, высокомодульные керамические частицы. Дисперсно-наполненные алюмоматричные КМ характеризуются повышенными значениями удельной прочности и жесткости при сохранении высокой демпфирующей способности, электро- и теплопроводности и малого удельного веса, что обеспечивает снижение массы изделий при одновременном повышении надежности и ресурса работы. Согласно результатам работ отечественных и зарубежных исследователей при соответствующем выборе материала матрицы, размера, доли и типа армирующих частиц такие КМ обладают низкими значениями коэффициента трения, а также высокой износостойкостью и задиростойкостью в широком интервале температур. Кроме того, хорошие литейные свойства, возможность пластической и механической обработки, малый вес и низкая стоимость обеспечивают перспективность и экономическую целесообразность применения таких материалов в машиностроении, особенно в подвижных сопряжениях механизмов и машин. КМ с матрицами из сплавов алюминия получают преимущественно жидкофазными методами, обеспечивающими более прочную межфазную связь по сравнению с твердофазными методами и, как следствие, лучшие свойства КМ. Наибольшее применение такие КМ получили в узлах трения механизмов, работающих в экстремальных условиях.

На сегодняшний день наиболее изученными являются КМ, армированные частицами карбида кремния. Однако исходя из теоретических предпосылок, КМ системы Al-TiC (КМ с матрицей из сплавов алюминия, армированных частицами карбида титана) могут превзойти по комплексу свойств КМ системы Al-SiC, так как карбид титана обладает лучшими прочностными свойствами (твердостью, пределом прочности, модулем упругости и т.д.) и лучшей термодинамической совместимостью со сплавами на основе алюминия. Однако изготовление КМ системы Al-TiC еще не вышло из стадии лабораторной отработки, и исследования, касающиеся КМ этой системы, недостаточны для характеристики их работоспособности в составе трибосопряжений.

Во многих случаях процесс изготовления из КМ массивных деталей с макрооднородной структурой оказывается технологически сложным и не оправданным экономически. Перспективным направлением, отвечающим современным тенденциям, является создание функционально армированных, или градиентных, композиционных материалов, в которых необходимые специальные свойства могут быть получены в заданных зонах, например, в поверхностных слоях, если детали работают в условиях трения и изнашивания. Разработка технологий формирования градиентных композиционных материалов (ГКМ) должна существенно улучшить технико-экономические характеристики деталей, расширить диапазон эксплуатационных нагрузок, увеличить срок службы. Среди известных способов формирования ГКМ (центробежное литье, пропитка преформ переменного состава, нанесение покрытий) к наиболее технологичным можно отнести дуговую наплавку на рабочие поверхности деталей, для которой, однако, необходим присадочный материал из КМ. При разработке таких присадочных материалов появляется возможность ремонта и восстановления деталей из КМ после длительной эксплуатации. Другим способом изменения свойств поверхностных слоев гетерофазных материалов может стать модифицирующая обработка высококонцентрированными источниками энергии (лучом лазера, электрической дугой в магнитном поле). Однако работ по нанесению покрытий из КМ и модифицированию поверхности объемно армированных КМ практически нет.

Из вышеизложенного следует, что разработка технологии изготовления дисперсно-наполненных алюмоматричных КМ и ГКМ на их основе, оценка свойств этих КМ, в том числе и триботехнических, является актуальной. Работа отвечает приоритетному направлению «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» Программы фундаментальных исследований Президиума РАН и выполнена в рамках проектов РАН ОХМН-3 и П18 в 2007-2009 гг., грантов РФФИ №05-03-32217-а, №08-03-12024-офи и научной школы НШ-2991-2008.3.

Целью работы является разработка объемно армированных КМ на основе алюминия и его сплавов, упрочненных частицами карбидов титана и кремния, исследование структуры и свойств этих КМ, а также разработка составов и технологий формирования ГКМ на основе этих систем.

Для достижения указанной цели были поставлены следующие задачи:

1. Разработать технологию изготовления литых дисперсно-наполненных КМ системы Al-TiC.
2. Провести анализ состава межфазных продуктов, структуры и свойств литых КМ систем Al-TiC и Al-SiC в зависимости от режимов совмещения и состава (материала матрицы и наполнителя, доли и размера армирующих частиц).

3. Провести сравнительное исследование триботехнических свойств КМ систем Al-TiC и Al-SiC. Выявить влияние условий нагружения и состава КМ на механизмы изнашивания и определить допустимые диапазоны трибонагружения.

4. Разработать технологию изготовления ГКМ на основе алюминия и его сплавов методами дуговой наплавки покрытий из КМ. Разработать присадочный материал для дуговой наплавки, определить режимы дуговой наплавки, исследовать структуру и свойства наплавленных композиционных покрытий.

5. Разработать технологию модифицирующей обработки поверхности КМ высококонцентрированными источниками энергии (дугой в магнитном поле, лазерным излучением). Определить составы КМ, пригодные для модифицирующей обработки, схемы и технологические параметры процессов получения ГКМ. Исследовать структуру и свойства модифицированных КМ, оценить их работоспособность в сопоставлении с исходными литыми образцами.

Научная новизна.

1. Установлено, что физико-химические свойства частиц карбида титана, а именно, термодинамическая стабильность, металлическая составляющая связи, теплопроводность, удельный вес позволяют осуществить жидкофазный процесс изготовления композиционных материалов системы Al-TiC механическим замешиванием наполнителя в матричный расплав. Благодаря лучшей смачиваемости распределение частиц TiC в алюминиевой матрице характеризуется большей однородностью, чем в композиционных материалах системы Al-SiC (параметр кластеризации, определенный по методу мозаик Дирихле, в КМ АК12М2МгН-10мас.%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ и АК12М2МгН-10мас.%SiC₍₄₀₎ равен соответственно 0,69 и 0,81).

2. Показано, что удовлетворительные литейные свойства дисперсно-наполненных алюмоматричных композиционных материалов делают возможным изготовление градиентных функционально армированных композиционных материалов методом дуговой наплавки. При этом требуемое качество формирования наплавленных слоев достигается при содержании в присадочном материале до 10 мас.% частиц TiC и SiC, если средний размер частиц 14 мкм, и при более высоком содержании, если средний размер частиц 40 мкм. Легирование матрицы присадочного материала кремнием в количестве, близком к эвтектическому, обеспечивает при наплавке необходимую жидкотекучесть и сохранение наполнителя в наплавленных слоях.

3. Установлена возможность почти на порядок повысить дисперсность матриц литых композиционных материалов без деградации армирующих частиц при модифицирующей обработке электрическим дуговым разрядом в магнитном поле или лучом лазера за счет закалочных

скоростей охлаждения оплавленного слоя. Такая обработка способствует повышению твердости на 20-40% и износостойкости поверхностных слоев в 1,5-2 раза.

4. Сформулированы закономерности поведения дисперсно-наполненных алюмоматричных КМ в условиях сухого трения скольжения против контртела из закаленной стали. Показано, что введение армирующих частиц SiC и TiC в матричные алюминиевые сплавы приводит к повышению стабильности процесса трения, снижению коэффициента трения, увеличению значений критических нагрузок перехода от мягкого режима изнашивания к интенсивному и повышению износостойкости благодаря формированию на поверхности трения переходного защитного слоя в виде механической смеси из материала матрицы, контртела, армирующих частиц и их окислов.

Практическая значимость.

Разработана и реализована жидкофазная технология получения дисперсно-наполненных алюмоматричных КМ путем механического замешивания частиц TiC и SiC размером до 100 мкм с долей армирования до 17 мас.%. Определены режимы механического замешивания частиц TiC и SiC в матричные расплавы алюминиевых сплавов.

Разработаны составы и технология изготовления прутков из алюмоматричных КМ для наплавки износостойких покрытий (патент на изобретение №2361710, приоритет от 12.02.2008). Определены схемы и режимы аргонодуговой наплавки, обеспечивающие получение покрытий, обладающих композиционной структурой с заданной долей армирования и удовлетворительным распределением наполнителя.

Определены схемы и технологические режимы обработки литых КМ и ГКМ дуговым разрядом в магнитном поле и лучом лазера, позволяющие повысить дисперсность матрицы в поверхностном слое в 5-10 раз, увеличить твердость на 20-40%, износостойкость в 1,5-2 раза.

Изготовлены опытные образцы КМ систем Al-TiC и Al-SiC для испытаний на ООО «ПК. Борец» «Центр разработки нефтедобывающего оборудования» (ЦРНО). Присадочные прутки опробованы на предприятии ООО «НПП КУРС» при ремонте редукторного механизма локаторной установки. Модифицирующую обработку поверхности предполагается опробовать на рабочих поверхностях теплоэнергетического оборудования, эксплуатирующегося в экстремальных условиях, на предприятии ООО «АГНИ-К». Имеются справки о применении разработок от соответствующих предприятий.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

Достоверность результатов и выводов диссертации обеспечена использованием современных методов исследования. Металлографический анализ структуры образцов проводили с использованием оптических

микроскопов Neophot и Leica DMILM с программой Qwin для анализа изображений, а также растровых электронных микроскопов Leo 430i и FEI Quanta 3D FEG, оснащенных приставками для микроанализа. Механические свойства оценивали путем испытаний образцов на сжатие на установке Instron 3382 и измерений твердости по Бринеллю (НВ) на приборе Wilson Wolpert и микротвердости на приборе WHV-CCD. Испытания на трение и износ литых КМ, образцов с наплавленными покрытиями и после модифицирующей обработки осуществляли на универсальной машине трения МТУ-01 (ТУ 42-71-001-29034600-2004) в условиях сухого трения скольжения. Анализ фрактограмм изломов, а также поверхностей трения и продуктов изнашивания (дебриса) проводили методами оптической, растровой электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного анализа. Обработку результатов экспериментальных исследований осуществляли с использованием стандартных программ Microsoft Excel и MathCAD.

Интерпретация результатов исследований базируется на современных представлениях о структуре и свойствах гетерофазных материалов, механизмах трения и изнашивания.

Апробация работы.

Основные результаты работы доложены и обсуждены на Конференции молодых научных сотрудников и аспирантов Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Москва, 2006, 2007, 2008, 2009 гг.); 2-ой Всероссийской конференции по наноматериалам (НАНО-2007) (Новосибирск, 2007 г.); IX Российско-Китайском Симпозиуме «Новые материалы и технологии» (Астрахань, 2007 г.); Международной конференции «Junior Euromat-2008» (Швейцария, Лозанна, 2008 г.); V международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» (Украина, Крым, Большая Ялта, Жуковка, 2008 г.); Научно-технической конференции с участием иностранных специалистов «Трибология - Машиностроению» (Москва, 2008 г.); 6-ой международной конференции «Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов» (Москва, 2009 г.); VI Международной конференции «High Temperature Capillarity-2009» (Греция, Афины, 2009 г.); VIII международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии (СММТ-2009)» (Санкт-Петербург, 2009 г.); VI международной научной школе-конференции «Фундаментальное и прикладное материаловедение» (Барнаул, 2009 г.), II Международном форуме по нанотехнологиям (Москва, 2009 г.), IX Международной научной конференции «Трибология и надежность» (Санкт-Петербург, 2009 г.), III международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2009 г.),

X Китайско-Российском Симпозиуме «Новые материалы и технологии» (КНР, Дзясин, 2009 г.).

Публикации. Материалы диссертации отражены в 24 печатных работах, в том числе 6 статьях в ведущих рецензируемых научных журналах, определенных ВАК.

Объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка литературы из 161 наименования, изложена на 202 страницах машинописного текста, содержит 94 рисунка, 36 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обосновывается актуальность выбранного направления исследования и сформулирована цель работы.

В первой главе приведены общие сведения о дисперсно-наполненных КМ с металлической матрицей. Проведен анализ способов изготовления дисперсно-наполненных КМ с матрицами из алюминиевых сплавов, армированных высокопрочными керамическими или интерметаллидными фазами. Показано, что максимальный уровень свойств обеспечивают жидкофазные способы изготовления объемно армированных КМ. Среди них выделено изготовление КМ введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex-situ*), например механическим замешиванием, и реакционное литье (*in-situ*), при котором армирующие наполнители образуются в результате реакций взаимодействия между исходными компонентами. Определяющими в процессах жидкофазного совмещения матриц и наполнителей являются смачивание и реакционная способность, от которых зависит качество межфазной связи в КМ и свойства КМ в целом.

В настоящее время наибольшее промышленное применение получили алюмоматричные КМ, армированные частицами SiC. Однако, согласно работам Iseki T., Karim A.M., Viala J.C., Kapray G., Fan T. и др. система Al-SiC является термодинамически нестабильной. При температурах выше 923K в системе Al-SiC происходит интенсивное химическое взаимодействие между матрицей и наполнителем с образованием карбида алюминия (Al_4C_3). При температурах, превышающих 1620K, образуется тройной карбид алюминия (Al_4SiC_4). Введением кремния в матричные расплавы можно ограничивать или подавлять это взаимодействие и предотвращать деградацию наполнителя. В работах Frage N., Froumin N., Leon C.A. показано, что система Al-TiC более термодинамически стабильна, и взаимодействие матрицы и наполнителя при температурах выше 966K не происходит. С позиций коррозионной стойкости и термической стабильности композиция Al-TiC является более предпочтительной, чем Al-SiC, однако до сих пор остается менее изученной и не получила промышленного применения.

Рассмотрены механические и триботехнические свойства дисперсно-наполненных КМ. Показано, что такие КМ обладают не только высокими характеристиками прочности и жесткости, но и рекордной износостойкостью и являются альтернативой сплавам триботехнического назначения на основе меди, алюминия и чугунам.

Проведен анализ методов создания ГКМ, в которых пространственно неоднородные структуры обеспечивают новые свойства и новые функции. Показано, что среди способов формирования ГКМ практический интерес могут представлять методы дуговой наплавки композиционных покрытий на рабочие поверхности деталей, а также методы модифицирующей обработки поверхности готовых изделий высококонцентрированными потоками энергии (лучом лазера, плазмой и др.). Дуговая наплавка требует разработки присадочных материалов из КМ. Опыт обработки дисперсно-наполненных КМ высококонцентрированными источниками энергии весьма ограничен, несмотря на очевидные перспективы такой обработки.

На основе литературного обзора сформулированы задачи исследования.

Вторая глава содержит сведения о материалах, оборудовании и методах исследований, применявшихся в работе.

В качестве матричных сплавов для изготовления дисперсно-наполненных КМ и присадочных материалов из них применяли чистый алюминий А99 (ГОСТ 11069-2001) и алюминиевые сплавы систем Al-Cu-Mg и Al-Si: Д16 (<0,5% Si, 3,8-4,9% Cu, 0,3-0,9% Mn, 1,2-1,8% Mg, <0,25% Zn, <0,5% Fe, <0,15% Ti, Al – остальное, ГОСТ 4784-97), АК7 (6-8% Si, <1,5% Cu, 0,2-0,6% Mn, 0,2-0,5% Mg, <0,5% Zn, <1,1% Fe, Al – остальное, ГОСТ 1583-93), АК9 (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-остальное, ГОСТ 1583-93), 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 – остальное, ГОСТ 1583-93) и АК12М2МгН (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, Al – остальное, ГОСТ 1583-93). Для сравнительных исследований применяли антифрикционный сплав АОМ 20-1 (17,5-22,5% Sn, 0,7-1,3% Cu, <0,7% Si, <0,7% Fe, <0,7% Mn, <0,2% Ti, <0,1% Ni, Al – остальное, ГОСТ 4383-91). Наполнителем для КМ служили частицы карбида кремния зеленого α-SiC (ГОСТ 26327-84) размером 14, 28, 40 мкм, карбида титана TiC фракции 15-20, ≤40, 40-100 мкм и оксида алюминия Al₂O₃ (40 мкм). Наряду с керамическими частицами в алюминиевый расплав вводили порошки титана марки ТПП 5 (≤100, 630-1000 мкм) с целью формирования в химической экзотермической реакции in-situ интерметаллидов (Al_xTi_y), а также в качестве сухой смазки порошки графита (15 мкм) и серебристого графита (100-400 мкм).

КМ изготавливали методами механического замешивания наполнителя или введением порошковых композиционных брикетов в матричный расплав. При изготовлении полиармированных образцов КМ

в матрицу вводили смесь порошков, предварительно обработанных в атриторе. Порошковые композиционные брикеты диаметром $d=15$ мм и высотой $h=5$ мм изготавливали прямым прессованием композиционных смесей, основными компонентами которых являлись частицы SiC (14 мкм), порошки из сплава АМг3 (3,2...3,8% Mg, 0,3...0,6% Mn, 0,5...0,8% Si, <0,1% Cu, <0,5% Fe, <0,2% Zn, Al – остальное, ГОСТ 1583-93) размером 25 мкм и титана (≤ 100 мкм). Добавки графита (15 мкм) вводили в виде смеси с частицами титана (≤ 100 мкм) для организации экзотермических реакций, облегчающих получение однородного распределения компонентов в расплаве.

При разработке наплавочных материалов из КМ особое внимание уделяли выбору доли и размера армирующих частиц, при которых сохраняется жидкотекучесть, необходимая для качественного формирования наплавленных слоев. Жидкотекучесть сварочной ванны оценивали по методу А.А. Ерохина, в котором показателем жидкотекучести является несимметричность поперечного сечения (отношение площадей F_2/F_1) горизонтального валика, полученного оплавлением или наплавкой на наклонную плоскость (рис.1). Помимо определения F_1 и F_2 проводили измерения значений краевых углов оттекания φ_1 и натекания φ_2 , которые зависят от соотношения вязкости расплава и поверхностных натяжений расплав-газ, расплав-твердое тело, твердое тело-газ.

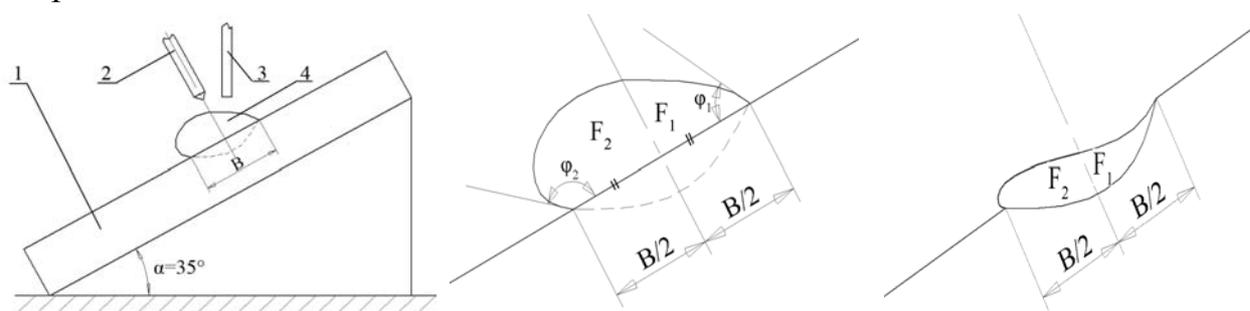


Рис. 1. Оценка жидкотекучести композиционного материала по методу А.А.Ерохина: 1 – наклонная пластина, 2 – вольфрамовый электрод; 3 – присадочный композиционный пруток, 4 – наплавленный валик.

Литые присадочные прутки из КМ получали разливкой композиционного расплава в разъемные литейные формы, нагретые до 450°C для улучшения заполнения. Прутки изготавливали на кафедре «Литейные процессы и конструкционные материалы» ВлГУ. Размеры получаемых литых композиционных присадочных прутков соответствовали ГОСТ 21449-75.

Дуговую наплавку износостойких покрытий из дисперсно-наполненных КМ осуществляли на установке, собранной на базе модульной системы КМ-50 фирмы КЕМРРІ, на переменном токе вольфрамовым электродом в среде аргона. Были опробованы две схемы введения присадочного материала: в головную и в хвостовую части

сварочной ванны. В первом случае КМ подвергается наибольшему тепловому воздействию при максимальной длительности пребывания в жидкой ванне, а во втором, наоборот, меньшему тепловому воздействию при минимальной длительности контакта с жидкой ванной. В качестве подложки для наплавки применяли пластины из алюминиевого сплава АМгЗ размером 100x200x5 мм.

Модифицирующую обработку образцов проводили путем оплавления тонкого поверхностного слоя электрической дугой, горящей в центре 4-х полюсной магнитной системы, и лазерным лучом. Применение магнитной системы, разработанной сотрудниками кафедры «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана, позволяет изменять степень сжатия дуги и, следовательно, форму сварочной ванны. Лазерная установка работала в импульсно-периодическом режиме, что позволяло в широких пределах регулировать тепловложение. В качестве образцов для модифицирующей обработки применяли литые пластины размером 50x120x8 мм из сплавов АК9, АК12М2МгН и дисперсно-наполненных КМ составов АК12-2%Mg-10%Al₂O₃₍₄₀₎, АК12М2МгН-12%SiC₍₁₄₎, АК12М2Мг-1,5%SiC₍₂₈₎-1,2%C₍₁₀₀₋₄₀₀₎, АК12М2МгН-5%SiC₍₂₈₎, Д16-5%SiC₍₂₈₎, Д16-17%SiC₍₂₈₎.

Исследование структуры литых, наплавленных и модифицированных КМ проводили с использованием световых микроскопов Neophot и Leika DMILM, снабженного программным обеспечением Qwin для анализа изображений, а также растровых электронных микроскопов Leo 430i и FEI Quanta 3D FEG, оснащенных приставками для микроанализа. Размер структурных составляющих и однородность распределения наполнителя в матрице оценивали по методу мозаик Дирихле (работы Gray P.J, Murphy A.M., Karnezis P.A.), в котором показателем однородности распределения наполнителя является параметр кластеризации (P). В зависимости от значений этого параметра структура КМ может быть оценена как сильно кластеризованная (P>1), слегка регулярная (0,5<P<1), и регулярная в значительной степени (P<0,5).

Для определения прочности проводили испытания образцов КМ на статическое сжатие по ГОСТ 25.503-97. Испытания осуществляли на установке Instron 3382 при скорости нагружения 1 мм/мин и максимальной нагрузке 100 кН. О качестве межфазной связи судили по виду фрактограмм. Также проводили измерения твердости (НВ) и микротвердости (Н_V) образцов на приборах Wilson Wolpert и WHV-CCD путем вдавливания соответственно шарика диаметром 2,5 мм при нагрузке 620 Н и алмазной пирамидки при нагрузке 0,5 Н.

Трибологические испытания на сухое трение скольжения проводили на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) по схеме: вращающаяся втулка (контртело из стали 40Х, HRC>45) по диску (КМ) при нагрузках от 18 до 60 Н (0,2-0,7 МПа) и скорости скольжения 0,39 м/с. Согласно ранее проведенным исследованиям (Kennedy A.R., Rohatgi P.K.,

Hutchings I.M., Чернышова Т.А., Курганова Ю.А. и др.) выбранные параметры трибологических испытаний (нагрузка, скорость скольжения) находятся в диапазоне реальных параметров трибонагружения конструкций из КМ, что позволяет сравнивать триботехнические свойства новых разработанных КМ разного состава и их зарубежных аналогов. В процессе испытания регистрировали момент трения и изменение веса (Δm) путем взвешивания каждого образца до и после испытания с точностью $\pm 0,5 \cdot 10^{-3}$ г. Поведение образцов при сухом трении скольжении оценивали по величине объемной интенсивности изнашивания (I_v), коэффициенту трения (f), коэффициенту изнашивания (K) и коэффициенту стабильности процесса трения ($\alpha_{ст}$).

Морфологию, структуру и состав поверхностей трения и продуктов изнашивания (дебриса), образующихся в процессе сухого трения скольжения, исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного анализа.

В третьей главе приведены результаты исследований структуры и свойств дисперсно-наполненных КМ на основе алюминия и его сплавов, упрочненных частицами TiC и SiC.

Образцы КМ, армированные частицами SiC, получали методом механического замешивания наполнителя в матричные расплавы сплавов системы Al-Si при скорости вращения импеллера 600 мин⁻¹. Температура матричного расплава составляла 800-850°C. Перед замешиванием порошки наполнителя выдерживали в печи при температуре 550-600°C в течение 2 ч для сушки, выжигания органических загрязнений и окисления свободного кремния и вводили в матричный расплав в течение 45-60 с.

Микроструктура образцов КМ, полученных методом механического замешивания наполнителя в расплав, характеризуется удовлетворительным распределением частиц SiC в матрице (рис.2). Согласно оценке по методу мозаик Дирихле параметр кластеризации КМ состава АК12М2МгН-10мас.%SiC₍₄₀₎ равен 0,81, следовательно, распределение может быть оценено как слегка регулярное. Частицы SiC не становятся центрами кристаллизации для α -Al и оттесняются растущими дендритами в участки затвердевания эвтектик. Показано, что введение армирующих частиц в матричные сплавы приводит к уменьшению дендритного параметра литой структуры матрицы, так как ими ограничены объемы расплава, в которых происходит ликвация. В процессе жидкофазного совмещения частицы SiC не изменяют размера и не теряют исходной скользящей огранки, что свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителем и матрицей. Межфазные границы матрица/наполнитель непрерывны, поры, несплошности вдоль границ раздела отсутствуют (рис.2, б), что позволяет говорить об удовлетворительной межфазной связи между наполнителем и матрицей.

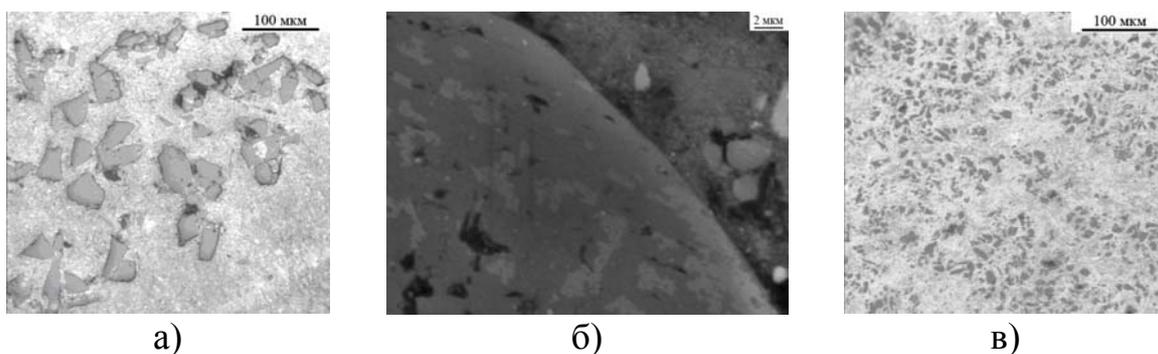


Рис. 2. Микроструктура литых КМ, полученных методом механического замешивания: а), б) АК12-10%SiC₍₄₀₎; в) АК12М2МгН-15,5%SiC₍₁₄₎.

Опробован метод изготовления КМ за счет введения в расплав А99 порошковых композиционных брикетов разного состава и плотности. При исследовании макрошлифов отливок установлено, что для получения композиционных составов необходимо уменьшение относительной плотности ($\rho/\rho_{\text{теор}}$) брикетов до 50-60%. Композиционные брикеты, основным компонентом которых является порошок АМгЗ, сохраняют исходную форму в матричном расплаве, или частично разрушаются при добавлении в брикет титана. Композиционные брикеты, полученные из смесей, где основным компонентом являлись порошки титана, разрушаются в алюминиевом расплаве в результате экзотермической реакции $3\text{Al}+\text{Ti}\rightarrow\text{Al}_3\text{Ti}$, в матрице появляются интерметаллиды. Частицы SiC относительно равномерно распределены в алюминиевой матрице вокруг частиц Al_3Ti . Следы взаимодействия на межфазных границах частиц SiC отсутствуют. В КМ, полученных добавлением композиционных брикетов, имеющих в своем составе титан и графит, появляются интерметаллиды Al_3Ti , включения TiC металлографически не обнаружены, что согласуется с термодинамическими оценками взаимодействия в этой системе, произведенными в работах Frage N., Kennedy A.R., Zhang E. и др.

Первые работы по получению КМ Al-TiC методом механического замешивания наполнителя проводили на матрице из чистого алюминия (А99), чтобы исключить влияние легирующих элементов на формирование межфазных продуктов между армирующими частицами и матричным расплавом. Наряду с прямым замешиванием частиц TiC в алюминиевый расплав было проведено полиармирование при введении частиц TiC на носителе (Ti), повышающем температуру расплава и улучшающем смачиваемость наполнителя. Анализ структуры образцов показал, что частицы TiC, введенные ex-situ, сохраняют исходную скользящую огранку (рис.3, а) и не оттесняются растущими кристаллами $\alpha\text{-Al}$ в межзеренные пространства, а являются центрами кристаллизации. Межфазная граница Al-TiC непрерывна, без видимых пустот (рис.3, б). В структуре полиармированных образцов шихтового состава Al-Ti-TiC наряду с частицами TiC присутствуют интерметаллидные фазы Al_3Ti , образованные in-situ (рис.3, в). Распределение частиц TiC в обоих случаях можно оценить

как слегка регулярное. Таким образом, из опытов следует, что применение реакционно-активного порошка-носителя (титана) для введения в матричные расплавы методом механического замешивания частиц карбида титана не является необходимым в связи с удовлетворительной смачиваемостью карбида титана матричными расплавами. В дальнейшем образцы КМ, армированные частицами TiC, изготавливали механическим замешиванием без применения реакционно-активных порошков.

Были изготовлены образцы КМ на основе матричных сплавов АК12, АК12М2МгН, АОМ 20-1. Структура таких образцов КМ характеризуется отсутствием зон, свободных от частиц TiC и скоплений частиц (рис.3, г-е). Распределение частиц TiC можно охарактеризовать как слегка регулярное, при этом значение параметра кластеризации структуры КМ состава АК12М2МгН-10мас.%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎, меньше, чем в АК12М2МгН-10мас.%SiC₍₄₀₎ (0,69 и 0,81 соответственно). В КМ состава АОМ 20-1-10мас.%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ распределение частиц TiC несколько хуже (P=0,85), чем в КМ на основе силуминов, но также может быть охарактеризовано как слегка регулярное.

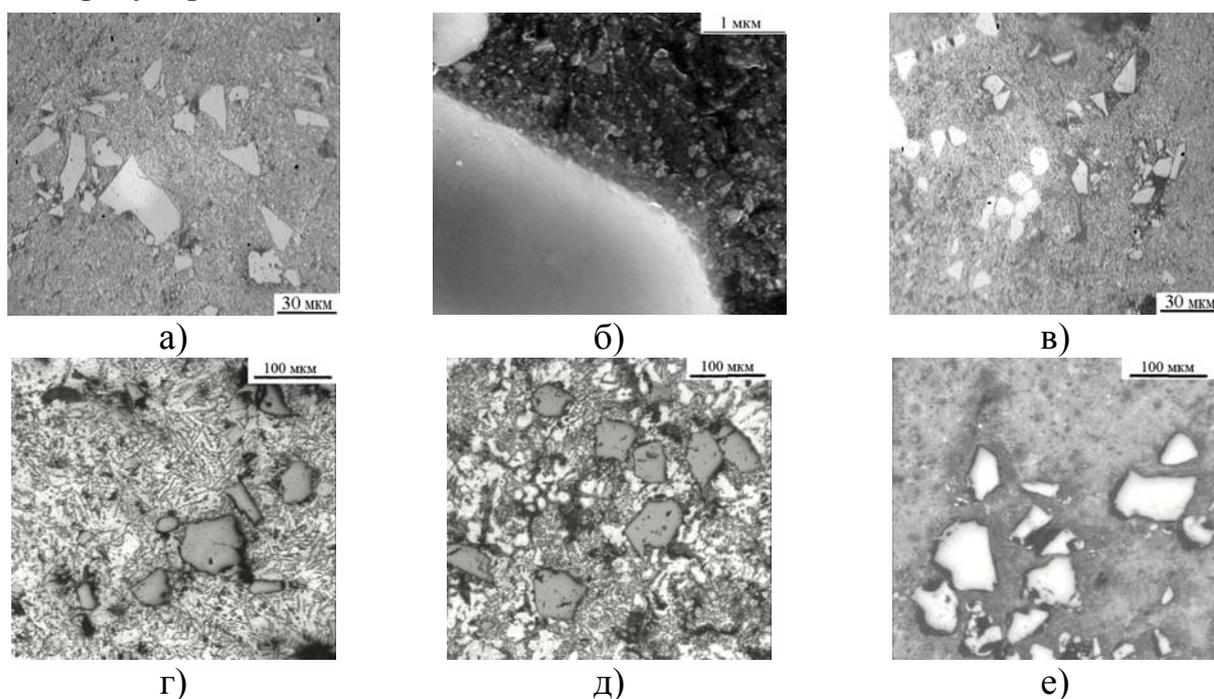


Рис. 3. Микроструктура литых КМ: а, б) А99-2%TiC₍₁₅₎; в) А99-5,4%Al₃Ti-2%TiC₍₁₅₎; г) АК12-5%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎; д) АК12М2МгН-10%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎; е) АОМ 20-1-10%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎.

Результаты испытаний дисперсно-наполненных КМ на статическое сжатие и измерения твердости (НВ) приведены в табл. 1. Видно, что образцы, содержащие в качестве армирующего компонента частицы TiC, обладают более высокими значениями механических характеристик, чем образцы с частицами SiC, что связано с лучшими прочностными свойствами частиц TiC, а также высокой прочностью межфазной связи в КМ Al-TiC вследствие лучшей смачиваемости алюминиевым расплавом.

Таблица 1.

**Твердость и механические характеристики
дисперсно-наполненных КМ при статическом сжатии.**

Состав образца	Относительная деформация δ , %	Предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}^c$, МПа	Предел текучести $\sigma_{\text{т}}^c$, МПа	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}^c$, МПа	Модуль упругости E , ГПа	Твердость НВ, МПа
AK12M2MgH-10%TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	12,65	220	293	470	69,02	934
AK12M2MgH-10%SiC ₍₄₀₎	10,1	236	316	435	63,97	895,4

В четвертой главе приведены результаты испытаний на сухое трение скольжения дисперсно-наполненных КМ на основе сплавов алюминия, упрочненных частицами TiC, SiC и интерметаллидами, а также армированных. Исследовано влияние состава КМ (материала матрицы, типа, доли и размера наполнителя) на значения коэффициента трения, интенсивности и коэффициента изнашивания образцов.

По сравнению с матричными сплавами процесс сухого трения скольжения образцов из дисперсно-наполненных КМ характеризуется расширением диапазона допустимых нагрузок и большей устойчивостью (меньшим разбросом значений момента трения). Формирование в матричном сплаве А99 в реакциях in-situ интерметаллидных фаз Al₃Ti или введение ex-situ армирующих частиц TiC даже в небольшом количестве (до 2 мас.%) приводит к снижению коэффициента трения, интенсивности и коэффициента изнашивания (рис.4). При этом эффект от армирования частицами TiC (3200 НВ) заметно больше, чем от частиц Al₃Ti (700 НВ), несмотря на большую массовую долю последних (сравнить сплавы 1 и 2 на рис.4). С увеличением осевой нагрузки более 39 Н наблюдается уменьшение коэффициента трения образцов КМ, связанное с формированием на поверхности трения переходного слоя, или «третьего тела», представляющего собой механическую смесь из материала испытываемого образца, контртела и их окислов, что характерно для стадии стабильного процесса трения.

На рис. 5 приведены результаты испытания на трение 3-х матричных сплавов с разным уровнем прочности и 3-х КМ на их основе, армированных 10 мас.% TiC₍₄₀₋₁₀₀₎. Среди матричных сплавов наименьшие значения коэффициента трения характерны для антифрикционного сплава АОМ 20-1. Однако данный сплав наименее износостоек, и диапазон трибонагружения этого матричного материала ограничен максимальной осевой нагрузкой 39 Н (рис.5 а, в). Более прочные сплавы АК12 и АК12М2MgH имеют более высокие значения коэффициентов трения, но меньшие значения интенсивности изнашивания во всем диапазоне опробованных нагрузок (до 60 Н). КМ на основе этих сплавов обнаруживают в 2-3 раза более высокую износостойкость, чем матричные

сплавы. Наименьшие значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания имеют образцы КМ с матрицей из наиболее прочного сплава АК12М2МгН (рис.5, б, г).

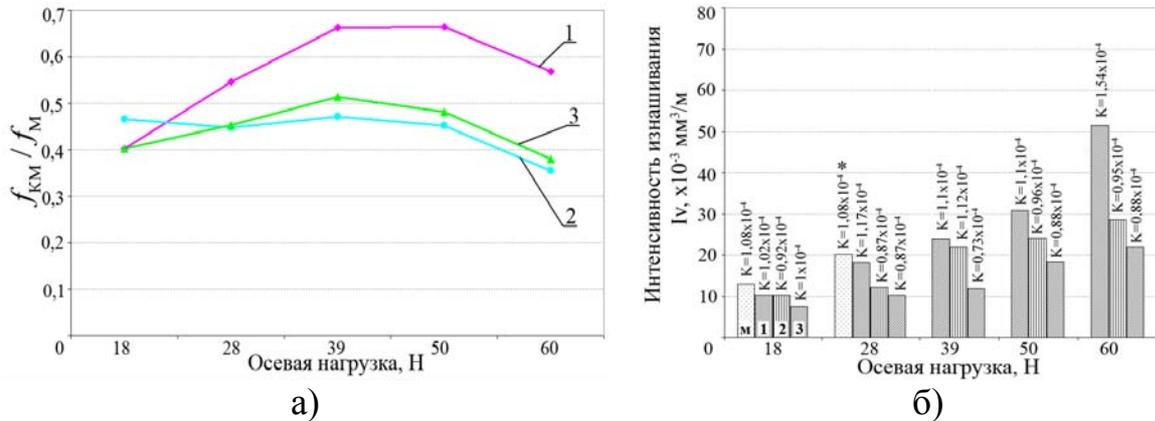


Рис. 4. Зависимость нормализованного коэффициента трения f_{KM}/f_M (а), интенсивности изнашивания Iv и коэффициента изнашивания K (б) от приложенной нагрузки для образцов: М – матричный сплав А99; 1 - А99-5,4% Al_3Ti ; 2 – А99-2% TiC ; 3 – А99-5,4% Al_3Ti -2.% TiC , (* - задир, f_M соответствует нагрузке 28Н).

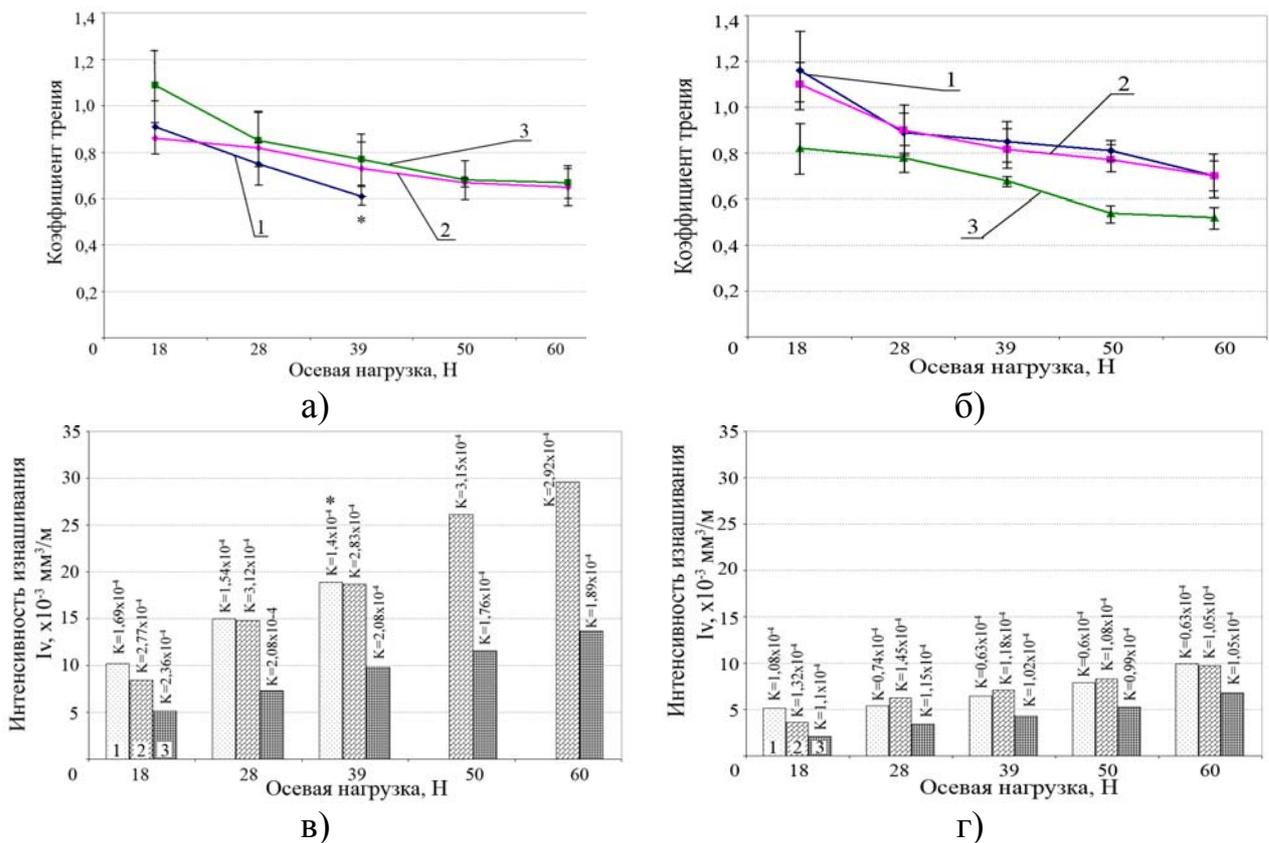


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения, интенсивности и коэффициента изнашивания от приложенной нагрузки для матричных сплавов (а, в) и КМ на их основе, упроченных 10% частиц $TiC_{(40-100)}$ (б, г). Состав матричных сплавов: АОМ 20-1 (1); АК12 (2); АК12М2МгН (3), (* - задир).

Увеличение доли наполнителя в составе КМ приводит к снижению интенсивности и коэффициента изнашивания (табл.2), так как уменьшается доля матрицы в поверхности трения, а также снижается нагрузка на каждую частицу в отдельности при выполнении ими роли поддерживающих элементов на контактной поверхности.

Таблица 2.

Влияние доли и размера наполнителя на триботехнические характеристики дисперсно-наполненных КМ системы Al-TiC.

Состав образца	Интенсивность изнашивания ($I_v, \times 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{м}$) / коэффициент изнашивания (K) / коэффициент трения (f) в зависимости от осевой нагрузки $F_H, \text{ Н}$				
	18	28	39	50	60
AK12M2MgH-5%TiC _(≤40)	2,75 / 1,34 / 0,96	4,51 / 1,42 / 0,89	4,58 / 1,03 / 0,73	5,96 / 1,05 / 0,64	8,86 / 1,3 / 0,59
AK12M2MgH-10%TiC _(≤40)	2,96 / 1,47 / 1,02	4,06 / 1,3 / 0,97	4,52 / 1,04 / 0,77	5,18 / 0,93 / 0,75	6,66 / 1 / 0,7
AK12M2MgH-10%TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	2,11 / 1,1 / 0,82	3,44 / 1,15 / 0,78	4,25 / 1,02 / 0,68	5,29 / 0,99 / 0,54	6,77 / 1,05 / 0,52

Дисперсно-наполненные КМ, содержащие в качестве наполнителя частицы больших размеров, характеризуются меньшими значениями коэффициентов трения, интенсивности и коэффициентов изнашивания. Однако при осевых нагрузках более 39 Н различия в значениях интенсивности и коэффициента изнашивания КМ, упрочненных частицами разного размера, уменьшаются (табл.2). Это связано с тем, что при малых нагрузках, когда велика доля абразивного изнашивания, частицы меньшего размера легче выкрашиваются из матрицы. Кроме того, при малых размерах армирующих частиц материал мягкой матрицы может легче переноситься на частицы, увеличивая объем износа матрицы. Крупные армирующие частицы при малых нагрузках лучше выполняют роль несущих опор, защищающих матрицу от изнашивания и предупреждающих развитие схватывания. Также имеет значение и толщина переходного слоя, сформированного на контактирующих поверхностях. При малых осевых нагрузках (менее 39 Н), толщина переходного слоя в КМ, упрочненных мелкими по размеру частицами, не достаточна для защиты от изнашивания поверхности образцов. При армировании более крупными частицами толщина переходного слоя существенно больше. Это связано с большим абразивным воздействием крупных частиц на контртело, а также лучшей способностью частиц большего размера удерживать переходный слой на контактирующих поверхностях. При нагрузках более 39 Н толщина переходного слоя, образованного на контактирующих поверхностях в КМ, армированных мелкими или крупными по размеру частицами, становится примерно одинаковой, тем самым обеспечивая близкие значения интенсивности и коэффициента изнашивания.

Сравнение значений коэффициентов трения, интенсивности и коэффициента изнашивания КМ на базе сплава АК12М2МгН, армированных частицами TiC и SiC, показывает, что частицы TiC эффективнее снижают эти показатели (рис.6). Причиной этого могут быть лучшие прочностные свойства дисперсно-наполненных КМ, упрочненных частицами TiC, и более прочная межфазная связь между материалом матрицы и наполнителем.

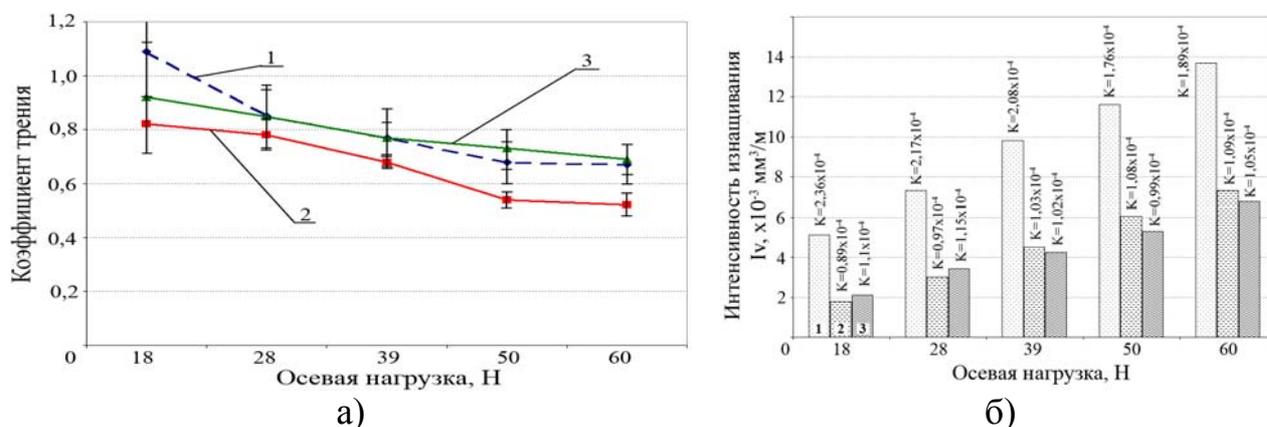


Рис. 6. Коэффициент трения (а), интенсивность и коэффициент изнашивания (б) образцов: 1 – АК12М2МгН; 2 – АК12М2МгН -10%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎; 3 – АК12М2МгН -10%SiC₍₄₀₎.

В результате исследования рельефа и состава поверхностей трения и продуктов изнашивания установлено, что в диапазоне исследованных осевых нагрузок изнашивание КМ, армированных частицами TiC и SiC, происходит преимущественно по окислительному механизму, тогда как в матричных сплавах велика адгезионная составляющая изнашивания. Увеличение осевой нагрузки способствует повышению доли адгезионной составляющей в изнашивании КМ. На поверхностях трения образцов КМ в результате контактного взаимодействия образуется переходный слой (рис.7).

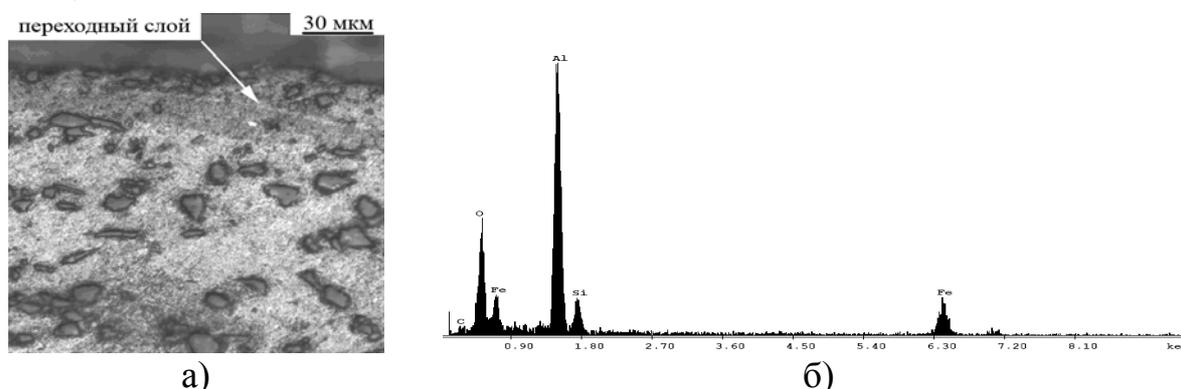


Рис. 7. Микроструктура образца КМ состава АК12М2МгН-15%SiC₍₁₄₎ (а) и поэлементный состав переходного слоя (б) после испытаний в режиме установившегося изнашивания ($F_H=60$ Н, $t=10$ мин).

Присутствие Fe в составе переходного слоя и в продуктах изнашивания связано с абразивным воздействием армирующих частиц на контртело. Переходный слой препятствует прямому контакту трущихся поверхностей, тем самым защищает образец от разрушительного адгезионного изнашивания и способствует росту критических нагрузок, при которых наблюдается переход от режима слабого изнашивания к интенсивному изнашиванию.

В пятой главе представлены результаты разработки присадочного материала из КМ, технологии дуговой наплавки композиционных покрытий, а также результаты испытаний таких покрытий на трение и износ в условиях сухого трения скольжения. Присадочные прутки из КМ получали по литейной технологии, которая обеспечивала однородность распределения армирующих частиц, отсутствие загрязнений на границе раздела частица/матрица и незначительную пористость.

Выбор состава присадочного материала базировался на оценке влияния типа наполнителя и состава матричных сплавов на жидкотекучести композиционных расплавов, определяющих качество формирования наплавленных слоев. Оценку жидкотекучести производили по методу Ерохина (гл.2). Установлено, что несимметричность поперечного сечения горизонтальных валиков при оплавлении КМ составов АК12-10%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ и АК12-10%SiC₍₄₀₎, определяемая как отношение F_2/F_1 (гл.2), равна соответственно 1,244 и 1,204, т.е. КМ системы Al-TiC обладают лучшей жидкотекучестью. Вероятно, причиной этого может быть большая термодинамическая стабильность частиц TiC в Al-расплаве в сравнении с частицами SiC. Количество кремния в матричном сплаве также влияет на жидкотекучесть расплава. Замена матричного сплава АК12 (11-13 мас.% Si) на сплав АК7 (6-8 мас.% Si) приводит к уменьшению значения несимметричности валика, полученного оплавлением, с 1,244 до 1,165. Это обусловлено повышением температуры ликвидуса, расширением эффективного интервала кристаллизации и уменьшением в структуре матрицы доли эвтектической составляющей. Таким образом, для достижения высоких сварочно-технологических свойств прутков из КМ матричный сплав должен содержать количество кремния, отвечающее эвтектическому (~13 мас.%), поэтому в качестве матричных сплавов при изготовлении присадки применяли сплавы АК12 и АК12М2МгН. Различиями в жидкотекучести матричных сплавов пренебрегали (при оценке по прутковой пробе жидкотекучесть этих сплавов соответствует 420 и 425 мм). Поскольку жидкотекучесть композиционного расплава с частицами TiC оказалась выше, чем таковая расплава КМ АК12-SiC, эксперименты по выбору доли наполнителя в присадочных прутках было решено проводить на КМ системы Al-сплавы – частицы SiC. При выборе доли наполнителя в присадочном материале из КМ учитывали не только содержание, но и размер армирующих частиц,

так как при равном объемном содержании меньшие по размеру частицы сильнее снижают жидкотекучесть.

Увеличение доли наполнителя в составе присадочного материала приводит к уменьшению значений несимметричности сечения наплавленных валиков, что означает ухудшение жидкотекучести сварочной композиционной ванны (табл.3). При этом значения краевых углов натекания и оттекания между поверхностью подложки и профилем наплавки соответственно уменьшаются и увеличиваются, что затрудняет растекание сварочной композиционной ванны и препятствует удовлетворительному формированию наплавленных слоев. При равной доле армирования валики из КМ с частицами SiC размером 40 мкм имеют большие значения несимметричности и, следовательно, характеризуются лучшей жидкотекучестью по сравнению с валиками из КМ с частицами размером 14 мкм.

Таблица 3

Влияние состава композиционных прутков на краевые углы оттекания φ_1 и натекания φ_2 и несимметричность сечения наплавленных валиков F_2/F_1 .

Показатели жидкотекучести	Состав композиционного прутка, мас.%					
	AK12M2MгH			AK12		
	5SiC ₍₁₄₎	10SiC ₍₁₄₎	15SiC ₍₁₄₎	5SiC ₍₄₀₎	10SiC ₍₄₀₎	15SiC ₍₄₀₎
F_2/F_1	2,11	1,68	1,37	2,23	2,0	1,65
φ_1 , град.	50,3	53	91	18,1	20,3	23,6
φ_2 , град.	132	126	118,4	70,3	66,2	65

Экспериментально установлено, что валики имеют удовлетворительную форму, если содержание частиц SiC средним размером 14 мкм в присадочных прутках не превышает 10 мас.%. При наплавке прутками с частицами SiC размером 40 мкм жидкотекучесть сварочной композиционной ванны возрастает, формирование валика улучшается, что позволяет увеличить долю наполнителя в прутках. Однако большое содержание армирующей фазы в наплавленном поверхностном слое может привести к значительному износу контртела в паре трения, поэтому верхний предел армирования частицами размером 40 мкм следует выбирать с учетом материала сопряженного тела.

В результате анализа микроструктуры слоев, полученных аргонодуговой наплавкой при различных схемах введения присадочного материала, установлено, что предпочтительным является введение присадки в головную, наиболее нагретую часть сварочной ванны. Достигаемое при этом повышение жидкотекучести и максимальная длительность пребывания наполнителя в матричном расплаве способствуют получению удовлетворительно сформированных валиков. Наплавленные слои кристаллизуются эпитаксиально, имеют толщину 2,5-3 мм и характеризуются отсутствием пористости. Микроструктура

наплавленных слоев характеризуется слегка регулярным распределением упрочняющих частиц наполнителя в объеме матрицы, признаков деградации наполнителя нет.

Твердость слоев, наплавленных прутками АК12М2МгН-5%SiC₍₁₄₎ и АК12-5%SiC₍₄₀₎, достигает соответственно 89,8 и 63,3 НВ и по глубине меняется незначительно, что обусловлено равномерным распределением наполнителя в объеме наплавки. Увеличение доли наполнителя до 10% в присадке на основе сплавов АК12М2МгН и АК12 способствует повышению твердости наплавленного слоя соответственно до 90,7 и 69,4 НВ. Прирост твердости, достигаемый в результате нанесения на подложку из сплава АМг3 износостойких композиционных покрытий состава АК12-10%SiC₍₄₀₎, составляет более 30% и более 70%, если прутки из КМ АК12М2МгН-10%SiC₍₁₄₎.

Результаты испытаний на сухое трение скольжения наплавленных композиционных слоев характеризуются меньшим разбросом значений момента трения по сравнению с литыми КМ близкого состава. Коэффициенты трения наплавленных слоев такие же или ниже, чем у литых КМ, близких по составу (рис.8, а), что может быть связано с частичной коагуляцией армирующей фазы при наплавке. Интенсивность изнашивания Iv и коэффициент изнашивания K наплавленных композиционных слоев находятся на уровне и даже ниже литых КМ близкого состава, вероятно, вследствие возрастания дисперсности структуры и роста прочности матрицы в наплавленных слоях (рис.8, б). Увеличение доли наполнителя в присадочных прутках приводит к снижению интенсивности изнашивания наплавленных покрытий, что особенно заметно при осевых нагрузках более 39 Н.

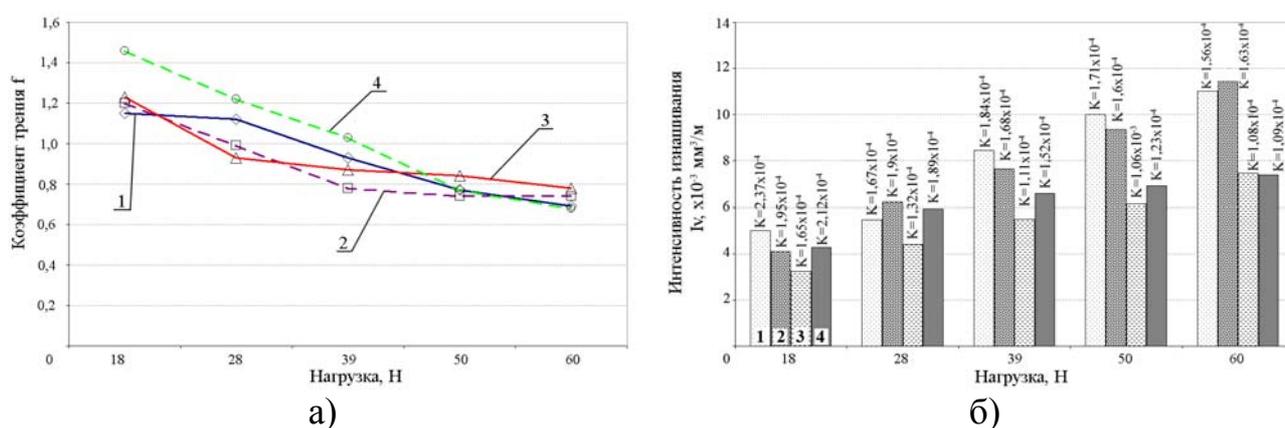


Рис. 8. Коэффициент трения (а), интенсивность и коэффициент изнашивания (б) наплавленных КМ слоев и литых КМ: 1 – литой АК12М2МгН-3,8%SiC₍₁₄₎, 2 – наплавленный слой АК12М2МгН-5%SiC₍₁₄₎, 3 - литой АК12М2МгН-7,7%SiC₍₁₄₎, 4 – наплавленный слой АК12М2МгН-10%SiC₍₁₄₎.

Шестая глава содержит результаты исследований модифицирующей обработки образцов сплавов АК9, АК12М2МгН и КМ путем оплавления поверхности электрической дугой, горячей в магнитном

поле, и лучом лазера, а также результаты испытаний на трение и износ в условиях сухого трения скольжения образцов в исходном состоянии и после модифицирования.

Образцы, полученные после дугового оплавления в магнитном поле (сварочный ток - $I_{св}=100-110$ А, напряжение на дуге - $U_д=16-18$ В, длина дуги $l_д=2,4$ мм, скорость оплавления - $V_{онл}=14$ м/ч, магнитная индукция - $B=0,048$ и $0,12$ Тл) имеют достаточно гладкую поверхность. Повышение величины магнитной индукции приводит к увеличению ширины шва и уменьшению глубины проплавления вследствие большей степени расфокусирования сварочной дуги.

В исходном литом состоянии микроструктура сплава АК9 и матрица КМ АК12-2%Mg-10%Al₂O₃₍₄₀₎ и АК12M2MгН-12%SiC₍₁₄₎ содержит крупные ячеисто-дендритные кристаллы α-алюминия, окруженные междендритными эвтектическими прослойками (рис.9, а, б, в). Дендритный параметр (λ) составляет соответственно 30-50, 15-20 и 20-25 мкм. Меньшие значения λ в матрицах КМ являются следствием изменения состава и влияния армирующих частиц Al₂O₃ и SiC, ограничивающих объемы расплава, в которых происходит ликвация.

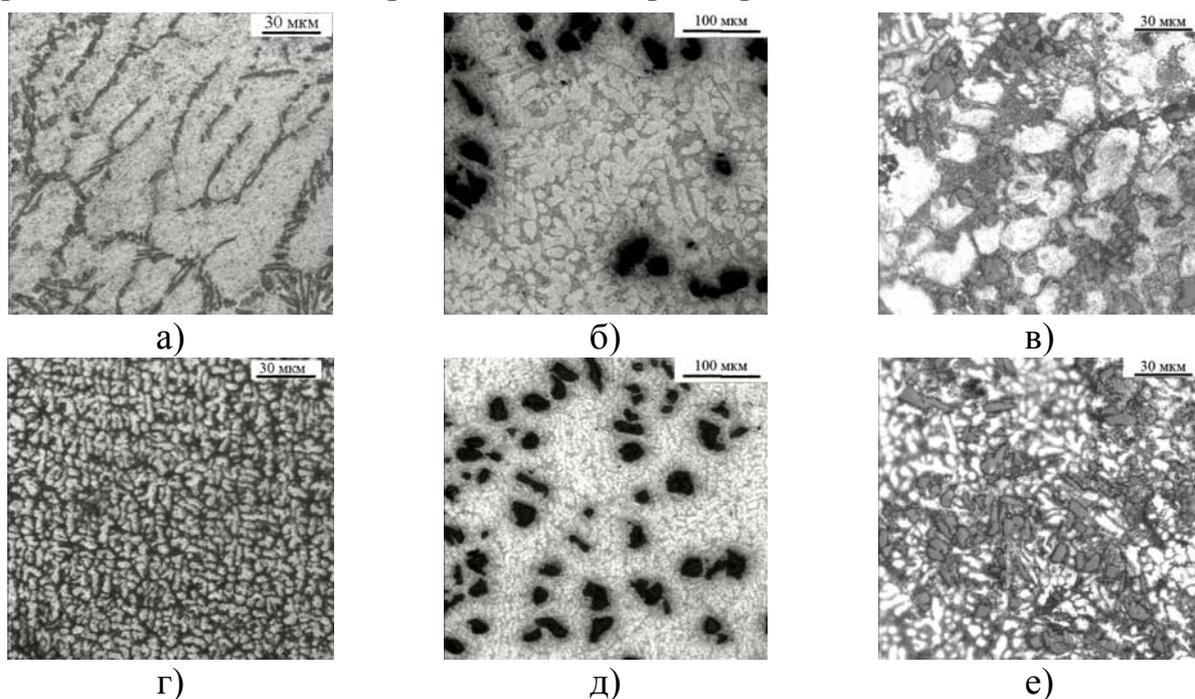


Рис. 9. Структура образцов в исходном литом состоянии (а, б, в) и после модифицирующей обработки дугой в магнитном поле (г, д, е).

Состав образцов: АК9 (а, г), АК12-2%Mg-10%Al₂O₃₍₄₀₎ (б, д) и АК12M2MгН-12%SiC₍₁₄₎ (в, е)

После оплавления дугой в магнитном поле наблюдается значительное диспергирование структуры сплавов, дендритный параметр λ становится равным 5-7, 3-4 и 4-5 мкм соответственно (рис.9, г, д, е). Измельчаются кристаллы кремния в эвтектике. Кроме того, в результате модифицирующей обработки в КМ происходит перераспределение

армирующих частиц, приводящее к более регулярному распределению, что вызвано высокими скоростями охлаждения, характерными для дугового процесса. Армирующие частицы Al_2O_3 и SiC после поверхностной обработки сохраняют исходный размер и форму, что свидетельствует об отсутствии интенсивного химического взаимодействия между наполнителем и матричным расплавом.

Диспергирование структуры матрицы и повышение однородности распределения наполнителя в поверхностных слоях дисперсно-наполненных КМ после модифицирующей обработки приводит к увеличению твердости поверхностных слоев по сравнению с исходным состоянием КМ не менее чем на 10-15%.

Обработку поверхности образцов КМ импульсно-периодическим лазерным излучением проводили в широком диапазоне плотностей энергии импульса (от 0,46 до 31,85 кВт/мм²). С увеличением плотности энергии импульса лазерного излучения ширина и глубина проплавления возрастали. Геометрические размеры оплавленной зоны зависели также от вязкости композиционного расплава и поглощающей способности поверхности КМ. Установлено, что для получения качественных валиков с гладкой поверхностью плотность энергии импульса не должна превышать 10 кВт/мм². В микроструктуре образцов КМ АК12М2МгН-1,5%SiC₍₂₈₎-1,2%C₍₁₀₀₋₄₀₀₎ после лазерного оплавления наблюдалась пористость (рис.10, а), которая связана с присутствием в составе данного КМ графита, склонного при оплавлении к взаимодействию с кислородом с образованием СО и СО₂. В КМ составов АК12М2МгН-5%SiC₍₂₈₎ и Д16-5%SiC₍₂₈₎ армирующие частицы сохраняли размеры и скользкую огранку во всем диапазоне режимов оплавления (рис.10, б). Обработка поверхности образцов из КМ Д16-17%SiC₍₂₈₎ лазерным излучением даже при малых плотностях энергии импульса (1,28 кВт/мм²) приводила к деградации частиц (рис.10, в), что, вероятно, связано с большой долей в КМ частиц SiC, их повышенной поглощающей способностью и отсутствием в составе матричного сплава Д16 кремния, препятствующего интенсивному межфазному взаимодействию.

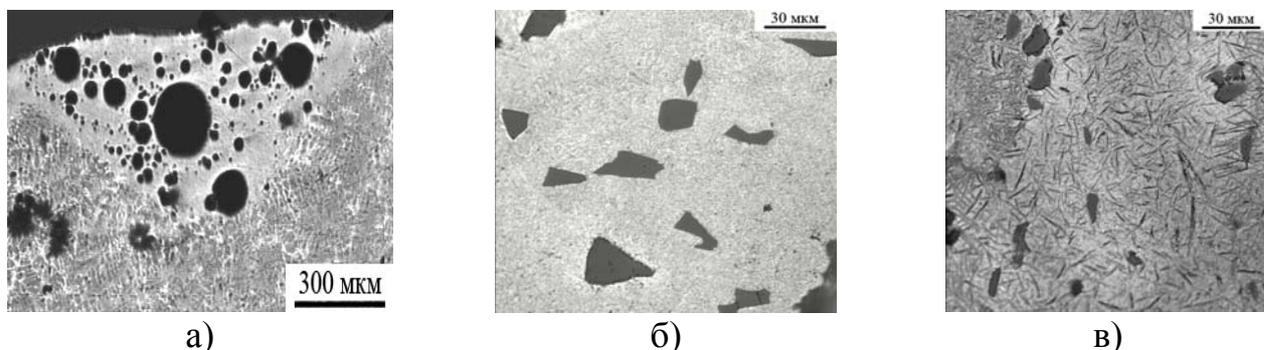


Рис. 10. Микроструктура образцов КМ после модифицирующей обработки лазерным оплавлением. Состав образцов: АК12М2МгН-1,5%SiC₍₂₈₎-1,2%C₍₁₀₀₋₄₀₀₎ (а), АК12М2МгН-5%SiC₍₂₈₎ (б), Д16-17%SiC₍₂₈₎ (в).

В результате обработки КМ лазерным излучением наблюдается увеличение микротвердости поверхностного слоя на 30-40% (для КМ АК12М2МгН-5%SiC₍₂₈₎ HV=130 и 180 МПа соответственно в исходном состоянии и после обработки). Наибольшая степень упрочнения по сравнению с КМ других составов характерна для КМ Д16-17%SiC₍₂₈₎ (HV=195 МПа), что может быть связано не только с диспергированием структуры, но и с дополнительным упрочнением матричного сплава продуктами деградации армирующей фазы.

Результаты испытаний на сухое трение скольжения образцов после модифицирования показывают, что обработка поверхности дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем приводит к уменьшению разброса значений момента трения, т.е. повышению стабильности процесса сухого трения скольжения по сравнению с исходным литым состоянием. Коэффициент трения образцов после модифицирующей обработки остается на уровне исходных (литых) образцов, происходит снижение в 1,5-2 раза интенсивности изнашивания и коэффициента изнашивания по сравнению с исходным литым состоянием, что особенно заметно при осевых нагрузках 39Н и более (табл. 4). Изменение значений магнитной индукции не оказывает существенного влияния на коэффициент трения и интенсивность изнашивания обработанных поверхностей.

Таблица 4.

Интенсивность (Iv) и коэффициент (K) изнашивания образцов в исходном состоянии и после модифицирующей обработки дугой в магнитном поле.

№ п/п	Состав образцов, мас. %	Обозначение*	Iv, x10 ⁻³ мм ³ /м / K, x10 ⁻⁴ при осевой нагрузке F _н , Н				
			18	28	39	50	60
1	АК9	1	5,32/1,75	5,66/1,13	8,29/1,26	11,6/1,37	14,3/1,42
2		2	2,89/1,07	4,46/1,06	4,93/0,85	6,8/0,91	8,26/0,92
3		3	2,97/1,1	5,08/1,21	5,47/0,93	7,87/1,04	9,74/1,08
4	АК12-2Мг-10Al ₂ O ₃ (40)	1	3,07/1,18	5,14/1,27	7,1/1,26	7,56/1,04	8,4/0,97
5		2	2,27/1,01	3,02/0,86	3,02/0,62	4,99/0,8	7,03/0,93
6		3	2,27/1,01	3,31/0,95	3,93/0,81	5,59/0,9	6,28/0,84
7	АК12М2МгН-12SiC ₍₁₄₎	1	4,32/2,1	5,25/1,65	5,79/1,3	7,18/1,26	8,81/1,29
8		2	3,09/1,64	3,55/1,21	3,71/0,91	4,34/0,83	5,1/0,81
9		3	2,93/1,56	3,39/1,16	3,94/0,97	4,15/0,8	5,24/0,84

Примечание: * 1 – образец в исходном (литом) состоянии; 2 – образец после модифицирующей обработки при V=0,048 Тл; 3 – то же при V=0,12 Тл;

Основные выводы:

1. Разработана и реализована жидкофазная технология получения дисперсно-наполненных алюмоматричных КМ, армированных частицами TiC и SiC размером до 100 мкм и долей армирования до 17 мас.%, методом механического замешивания наполнителя в матричные расплавы. Установлено, что физико-химические свойства частиц карбида титана,

а именно, термодинамическая стабильность, металлическая составляющая связи, теплопроводность, удельный вес позволяют осуществить жидкофазный процесс изготовления композиционных материалов системы Al-TiC. Вследствие удовлетворительной смачиваемости частиц TiC алюминиевыми расплавами структура КМ, упрочненных частицами TiC, характеризуется большей регулярностью распределения наполнителя, по сравнению с КМ, армированными частицами SiC (параметр кластеризации, определенный по методу мозаик Дирихле, в КМ АК12М2МгН-10мас.%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ и АК12М2МгН-10мас.%SiC₍₄₀₎ равен соответственно 0,69 и 0,81).

2. Алюмоматричные КМ, содержащие в качестве наполнителя частицы TiC, обладают более высокими значениями твердости, предела прочности и модуля упругости по сравнению с КМ, армированными частицами SiC, при одинаковом составе матриц, равной доле и размере наполнителя.

3. Испытания на сухое трение скольжения матричных сплавов и дисперсно-наполненных КМ на их основе против контртела из закаленной стали (HRC \geq 45) в диапазоне трибонагружения 18-60 Н (0,2-0,7 МПа) показали, что введение армирующих частиц в матричные сплавы стабилизирует процесс трения, расширяет допустимый диапазон трибонагружения, снижает коэффициент трения и повышает износостойкость. КМ системы Al-TiC характеризуются меньшими значениями коэффициента трения и интенсивности изнашивания по сравнению с КМ системы Al-SiC. Увеличение размера частиц наполнителя при равной доле армирования приводит к повышению износостойкости КМ и снижению коэффициента трения.

4. На основе изучения морфологии и состава поверхностей трения и продуктов изнашивания установлено, что в диапазоне исследованных нагрузок изнашивание дисперсно-наполненных КМ происходит преимущественно по окислительному механизму, тогда как в матричных сплавах велика адгезионная составляющая изнашивания. На поверхности трения КМ формируется защитный переходный слой («третье тело») в виде механической смеси, состоящей из материала матрицы, контртела, армирующих частиц и их окислов. Присутствие железа в переходном слое и продуктах изнашивания является следствием абразивного воздействия армирующих частиц на контртело.

5. Показано, что удовлетворительные литейные свойства дисперсно-наполненных алюмоматричных композиционных материалов делают возможным изготовление градиентных функционально армированных композиционных материалов методом дуговой наплавки. Разработаны составы и технология изготовления присадочного материала из КМ (патент на изобретение №2361710, приоритет от 12.02.2008), обладающего жидкотекучестью, необходимой для реализации процесса дуговой наплавки. Оценка жидкотекучести КМ произведена по методу А.А.

Ерохина. Показано, что КМ, упрочненные частицами TiC, обладают лучшей жидкотекучестью по сравнению с КМ, армированными частицами SiC, при одинаковом составе материала матрицы, равных размерах и долях армирующих частиц. Определено, что требуемое качество формирования наплавленных слоев достигается при содержании в присадочном материале до 10 мас.% частиц TiC и SiC, если средний размер частиц 14 мкм. Легирование матрицы присадочного материала кремнием в количестве, близком к эвтектическому (11-13 мас.%), обеспечивает при наплавке необходимую жидкотекучесть и сохранение наполнителя в наплавленных слоях. Определены схемы и режимы аргонодуговой наплавки покрытий, имеющих композиционную структуру с заданной долей армирования и удовлетворительным распределением наполнителя. Показано, что наплавленные композиционные слои обладают тем же или более высоким уровнем антифрикционности и износостойкости, что и литые КМ того же состава.

6. Впервые показано, что модифицирующая обработка поверхности КМ высоконцентрированными источниками энергии (электрической дугой в магнитном поле и импульсно-периодическим лазерным излучением) приводит к повышению дисперсности структуры матрицы почти на порядок. Определены схемы и технологические режимы обработки литых КМ и градиентных КМ, обеспечивающие сохранение армирующих частиц в матрице и позволяющие увеличить твердость поверхностных слоев на 20-40%, износостойкость в 1,5-2 раза.

Основное содержание диссертации отражено в работах:

Рецензируемые научные журналы, рекомендованные ВАК:

1. Михеев, Р.С. Влияние импульсного лазерного излучения на структуру и свойства алюмоматричных композиционных материалов, армированных частицами SiC / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Физика и химия обработки материалов. - 2006. - №6. - С. 17-22.

2. Михеев, Р.С. Дискретно армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008. - №11. - С. 44-53.

3. Коберник, Н.В. Аргонодуговая наплавка износостойких композиционных покрытий / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - № 1. - С. 51-55.

4. Михеев, Р.С. Разработка композиционных материалов системы Al-Ti-TiC / Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, Т.А. Чернышова // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - №3. - С. 85-90.

5. Михеев, Р.С. Обработка поверхности алюминиевого сплава дуговым оплавлением в магнитном поле / Р.С. Михеев, А.М. Рыбачук, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Г.Г. Чернышов, Н.В. Коберник // Заготовительные производства в машиностроении. - 2009. - №5. - С. 13-16.

6. Михеев, Р.С. Обработка поверхности пластин силумина высококонцентрированным источником энергии / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // *Металлы*. – 2009. - №6. – С. 53-59.

Патенты и авторские свидетельства:

7. Патент №2361710 РФ. МПК В23К 35/28, С22С 21/00. Прутки из алюмоматричного композиционного материала для наплавки износостойких композиционных покрытий / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов, А.А. Панфилов, А.В. Петрунин, - Заявлено 12.02.2008. - Оpubл. 20.07.2009. - Бюл. №20.

Журналы, не входящие в перечень ВАК:

8. Коберник, Н.В. Влияние способа изготовления присадочного материала на формирование наплавленных покрытий из композиционных материалов / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // *Сварка и диагностика*. – 2009. - №4. – С. 18-22.

9. Михеев, Р.С. Дуговое оплавление конструкционных материалов в магнитном поле / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // *Оборудование и инструмент для профессионалов. серия Металлообработка*. – 2009. - №6. - С. 56-60.

10. Mikheev, R.S. Development of the Al-SiC composite filler material for deposition of wear resistant coatings / R.S. Mikheev, T.A. Chernyshova // *Rare metals*. – 2009. - Vol. 28. -Spec. Issue (october). - P. 879-882.

Материалы конференций и симпозиумов:

11. Михеев, Р.С. Воздействие лазерного излучения на структуру и свойства композиционных материалов / Р.С. Михеев // *Труды молодых научных сотрудников и аспирантов ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН 2006: Сб. статей под ред. академика РАН Ю.К. Ковнеристого и др.* – М. : Интерконтакт Наука, 2006. – С. 97-100.

12. Михеев, Р.С. Создание градиентного структурно-фазового состояния в композиционных материалах при обработке импульсным лазерным излучением / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // *Мат. 2-ой Всероссийской конф. по наноматериалам «НАНО – 2007»*, 13-16 марта 2007 г. - Новосибирск. – 2007. - С. 478.

13. Chernyshov, G.G. Fusion welding of aluminium based metal matrix composites / G.G. Chernyshov, N.V. Kobernik, T.A. Chernyshova, R.S. Mikheev // *Перспективные материалы*. – 2007. - Спец. выпуск (сентябрь). - С. 260-263.

14. Михеев, Р.С. Разработка присадочного композиционного материала для дуговой наплавки износостойких покрытий / Р.С. Михеев // *Перспективные материалы*. – 2007. - Спец. выпуск (ноябрь). - С. 277-281.

15. Михеев, Р.С. Износостойкие композиционные слои, изготовленные с использованием высококонцентрированных источников энергии / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов // *Тез. докл. 5-ой межд. конф. «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» (МЕЕ-2008)*, 22-26 сентября 2008 г. - Большая Ялта, Украина. – 2008. - С. 94.

16. Михеев, Р.С. изнашивание композиционных слоев, полученных аргонодуговой наплавкой в условиях сухого трения скольжения / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Н.В. Коберник // Сб. мат. науч.-техн. конф. с участием иностранных специалистов «Трибология-Машиностроению», 1-2 октября 2008 г. - Москва. – 2008. – CD-ROM №0320900125.

17. Михеев, Р.С. Разработка литых прутков из алюмоматричного композиционного материала для наплавки износостойких покрытий // Перспективные материалы. – 2008. - Спец. выпуск (ноябрь). - С. 663-669.

18. Chernyshova, T.A. The filler material for deposition of wear-resistant coatings by argon-arc welding / T.A. Chernyshova, R.S. Mikheev // Сб. тез. VI межд. конф. «High Temperature Capillarity 2009» (HTC-2009), 6-9 мая 2009 г. - Афины, Греция. - 2009. - С. 162.

19. Рыбачук, А.М. Обработка поверхности антифрикционных алюминиевых сплавов дуговым оплавлением в магнитном поле / А.М. Рыбачук, Г.Г. Чернышов, Н.В. Коберник, Т.А. Чернышова, Р.С. Михеев // Сб. трудов науч.-техн. конф. «Современные металлические материалы и технологии» (СММТ'2009), 24-26 июня 2009 г. – Санкт-Петербург. – 2009. – С. 138-140.

20. Михеев, Р.С. Модифицирование поверхностей трения дуговым оплавлением в магнитном поле / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Труды VI межд. науч. школы-конф. «Фундаментальное и прикладное материаловедения», 16-18 сентября 2009 г. – Барнаул. – 2009. - С. 190-195.

21. Рыбачук, А.М. Получение мелкодисперсных и наноструктурированных слоев при обработке алюмоматричных композиционных материалов концентрированными электрическим разрядом в магнитном поле / А.М. Рыбачук, Г.Г. Чернышов, Н.В. Коберник, Т.А. Чернышова, Р.С. Михеев // Сб. тез. докладов участников 2-го межд. форума по нанотехнологиям «Rusnanotech 2009», 6-8 октября 2009 г. – Москва. – 2009. – С. 436-439.

22. Михеев, Р.С. Повышение износостойкости деталей из алюминиевых сплавов дуговым оплавлением в магнитном поле / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Сб. мат. IX межд. науч. конф. «Трибология и надежность», 8-10 октября 2009 г. - Санкт-Петербург. – С. 58-59.

23. Михеев, Р.С. Создание поверхностных слоев и градиентных структур с повышенной износостойкостью / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Н.В. Коберник, А.М. Рыбачук, Г.Г. Чернышов // Сб. мат. 3-ей межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» под общ. ред. академика РАН О.А. Банных, 12-15 октября 2009. – Москва. - т.1. - С. 495-496.

24. Михеев, Р.С. Дисперсно-наполненные композиционные материалы системы алюминий-карбид титана / Р.С. Михеев // VI Российская ежегодная конф. молодых научных сотрудников и аспирантов 2009: Сб. статей под ред. академика РАН Ю.В. Цветкова и др. – М. : Интерконтакт Наука, 2009. – С. 231-234.