

ВЫВОДЫ

1. Изучено влияние механического активирования на структуру и свойства порошковых смесей Mo–Si–B. В результате МА возрастают скорость тепловыделения и реакционная способность смеси за счет измельчения реагентов, уменьшения областей когерентного рассеяния, увеличения плотности дефектов структуры и дислокаций. Определены режимы МА, при которых количество выделяющегося тепла и скорость тепловыделения максимальны.

2. В МА-смесях, в отличие от неактивированных, зависимости температуры и скорости горения от начальной температуры линейны. Механическое активирование приводит к уменьшению T_0 с 500–550 К до комнатной температуры.

3. Проведена количественная оценка вклада МА в эффективную энергию активации процесса горения. Заметный вклад МА в кинетику процесса горения отмечается у состава 3 – величина $E_{эфф}$ снижается с 434 до 249 кДж/моль. Такое уменьшение энергии активации свидетельствует о том, что химическое взаимодействие молибдена с кремнием и бором протекает с меньшими кинетическими затруднениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы создания и развития НИТУ «МИСиС».

ЛИТЕРАТУРА

1. Леваишов Е. А., Погожев Ю. С., Потанин А. Ю. и др. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2013. № 4. С. 19.
2. Gras Ch., Vrel D., Gaffet E., Bernard F. // J. Alloys Compd. 2001. Vol. 314. P. 240.
3. Bernard F., Souha H., Gaffet E. et al. // Int. J. SHS. 2000. Vol. 9, № 1. P. 1.
4. Gaffet E., Bernard F., Niepce J-C. et al. // J. Mater. Chem. 1999. Vol. 9. P. 305.
5. Cabouro G., Chevalier S., Gaffet E. et al. // J. Alloys Compd. 2008. Vol. 465. P. 344.
6. Filimonov V. Yu. // Combust. Flame. 2013. Vol. 160. P. 539.
7. Еремина Е. Н., Курбаткина В. В., Леваишов Е. А. и др. // Химия в интересах уст. развития. 2005. Т. 13, № 2. С. 197.
8. Kurbatkina V. V., Levashov E. A. // Combustion of heterogeneous systems: Fundamentals and applications for materials synthesis / Eds. A. S. Mukasyan, K. S. Martirosyan. Kerala, India: Transworld Research Network, 2007. P. 131.
9. Xue H., Vandersall K., Carrillo-Heian E. et al. // J. Amer. Ceram. Soc. 1999. Vol. 82. P. 1441.
10. Курбаткина В. В., Егорычев К. Н., Нестерова Е. Ю. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 1996. № 1. С. 71.
11. Мержанов А. Г., Мукасян А. С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС. 2007.
12. Gras C., Gaffet E., Bernard F. // Intermetallics. 2006. Vol. 14. P. 521.
13. Рогачев А. С., Мукасян А. С. Горение для синтеза материалов: Введение в структурную макрокинетику. М.: Физматлит, 2012.
14. Бабкин С. Б., Блошенко В. И., Боровинская И. П. // Физика горения и взрыва. 1991. № 3. С. 74.
15. Манукян Х. В., Егшиян А. В., Арутюнян А. Б., Харатян С. Л. // Тез. докл. V Междунар. форума по тепло- и массообмену (Минск, 24–28 мая 2004 г.). P. 315.

УДК 621.793.6 : 669.35

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ, ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

© 2014 г. С. Н. Ткаченко

Запорожская государственная инженерная академия

Статья поступила в редакцию 02.04.2013 г., доработана 20.06.2013 г., подписана в печать 21.06.2013 г.

С. Н. Ткаченко – мл. науч. сотр. кафедры материаловедения и обработки металлов Запорожской государственной инженерной академии (69006, Украина, г. Запорожье, пр-т Ленина, 226). Тел.: (+10-380-612) 272-33-44. E-mail: space7770@rambler.ru.

Исследованы процессы структурообразования и формирования диффузионных СВС-слоев на высокоуглеродистых материалах. Для изучения были выбраны высокоуглеродистые материалы марок АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99), композиционные материалы марки УУКМ на основе углеродной ткани «Урал НШ-215» и электродный графит ЭГ. Микроструктуру упрочненного слоя исследовали на световом микроскопе «Neophot-21». Фазовый анализ проводили с помощью рентгеноспектрального микроанализатора MS-46, оснащенного приставкой электронного микроскопа ME 76. Испытания на жаростойкость осуществляли в соответствии с

ГОСТ 6130-71, на адгезию – согласно методу вдавливания конического индентора, на износостойкость – по ГОСТ 23.224-86, на коррозионную стойкость – определяя изменение массы образцов до и после испытаний. Для расчета равновесного состава продуктов системы был использован прикладной пакет программ АСТРА.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, диффузия, поверхностное упрочнение, микроструктура, поверхностный слой, жаростойкость, адгезионная прочность, коррозионная стойкость, износостойкость.

The processes of structure and diffusion SHS-layer formation have been investigated at the surface of high-carbon materials. High-carbon materials of АСЧ-1 grade (GOST 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (GOST 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (DSTU 3925-99), composition materials of УУКМ grade on the basis of «Урал НШ-215» carbon fabric, and ЭГ electrode graphite have been selected for the investigation. The microstructure of work-hardened layers was studied with «Neophot-21» light microscope. The phase analysis was carried out with MS-46 X-ray microanalyzer and ME 76 electronic microscope equipped with an add-on unit. Heat-resistance tests were carried out under GOST 6130-71, adhesion strength test with the conical indenter pressing-in method, wear resistance under GOST 23.224-86, and corrosion resistance by measurement of sample mass before and after test. «ASTRA» software package was used for calculation of the equilibrium composition of the products.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis, diffusion, face-hardening, microstructure, surface layer, heat-resistance, adhesion strength, corrosion resistance, wear resistance.

Целью настоящей работы являлось изучение свойств деталей, упрочненных легирующими элементами в условиях СВС. Для решения поставленной задачи были проведены испытания жаростойкости защитных покрытий, а также исследованы их адгезионная прочность, износ- и коррозионная стойкость.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемых материалов были выбраны высокоуглеродистые материалы марок АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99), композиционные материалы марки УУКМ на основе углеродной ткани «Урал НШ-215» и электродный графит ЭГ. Чугуны марок ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 применяются в опорных подшипниках турбонасосного агрегата для рулевых двигателей ракет. УУКМ используется в штатной сопловой насадке маршевого двигателя многократного включения РД861К третьей ступени ракеты-носителя «Циклон-4» [1]. Источником тепла для протекания процесса диффузионного насыщения служили оксиды Cr_2O_3 и SiO_2 , газотранспортными реагентами – хлористый аммоний (NH_4Cl) и хлористый натрий (NaCl). Дисперсность порошков составляла 100–350 мкм. Поверхностное упрочнение образцов в условиях СВС осуществляли в реакторе открытого типа. Температуру СВС-смеси контролировали вольфраморениевой термопарой ВР-5 в защитном чехле, введенной непосредственно в ее объем.

Нанесение защитных покрытий [2] в условиях СВС на детали и образцы осуществляли на уста-

новке, принципиальная схема которой приведена на рис. 1. Она состоит из следующих основных функциональных систем: реакционное оборудование, система газообеспечения, система контроля и регулирования технологических параметров.

Оборудование включало реакционный стакан 1, на дне которого установлена пористая решетка 4, стабилизирующая уровень реакционной смеси 2. Дно реактора представляет собой крышку 5 с вмонтированным посередине входным патрубком, сообщающимся с газовой магистралью 10. Для уменьшения тепловых потерь и надежного фиксирования термопар реактор закрывают сверху асбестовой крышкой 5. Нагрев реактора осуществляют в печи шахтного типа 14.

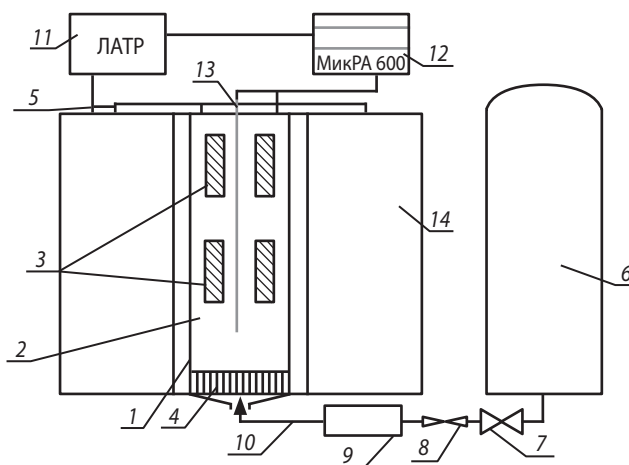


Рис. 1. Принципиальная схема установки для нанесения покрытий в условиях СВС

1 – реакционный стакан; 2 – реакционная смесь; 3 – детали; 4 – пористая решетка; 5 – крышка реактора; 6 – газовый баллон; 7 – редуктор; 8 – вентиль; 9 – расходомер; 10 – газовая магистраль; 11 – регулируемый лабораторный автотрансформатор ЛАТР; 12 – регулятор температуры «МикРА 600»; 13 – термопары ВР-5; 14 – электрическая печь

Система газообеспечения состоит из баллона 6 с инертным газом (аргон), который поступает в реакционный стакан 1 через редуктор 7, вентиль 8, расходомер 9 и газовую магистраль 10.

В системе контроля для регулирования темпа нагрева реакционной смеси предназначен регулируемый лабораторный автотрансформатор (ЛАТР) 11, контролирующей мощность печи 14. Измерение температуры проводилось регулятором температуры 12 (МикРА 600) с вольфраморениевыми термопарами 13 (ВР-5). Изменение скорости подачи инертного газа осуществлялось с помощью вентиля 8, сообщаемого через газовую магистраль 10 с расходомером 9.

При составлении реакционной шихты соблюдали следующий порядок смешивания: оксид алюминия (III) – оксид хрома (III) – оксид бора (кремния) или бор (кремний) – оксид никеля (гафний, оксид тантала) – алюминий – натрий фтористый (алюминий фтористый, хлористый аммоний) – йод. Перед смешиванием порошки просушивали при температуре 60–100 °С в течение 1–2 ч. Тщательно перемешанную реакционную смесь засыпали в реактор на пористую решетку и продували потоком аргона для создания инертной атмосферы. Насыпная плотность смеси составляла 1000–1200 кг/м³. Микроструктуру упрочненного слоя исследовали на световом микроскопе «Neophot-21», фазовый анализ – на рентгеноспектральном микроанализаторе MS-46, оснащенный приставкой электронного микроскопа ME 76.

Испытания на жаростойкость осуществляли на цилиндрических образцах диаметром 10,0±0,2 мм и высотой 20,0±0,5 мм (ГОСТ 6130-71) на воздухе в интервале температур 800–1700 °С с последующим взвешиванием на аналитических весах.

Испытания на адгезию. Исследование образцов высокоуглеродистого материала на прочность сцепления покрытия с основой проводили в соответствии с методом вдавливания конического индентора. Его суть заключается во внедрении индентора через покрытие в подложку с последовательно увеличивающимися фиксированными нагрузками до начала образования в покрытии концентрических трещин или отслаивания вокруг отпечатка индентора. Вдавливание осуществляли с помощью твердомера Роквелла с набором грузов при погружении от 600 до 1500 Н. Впоследствии определяли геометрические пара-

метры отпечатков и деформированных участков покрытий с подложкой.

В результате вдавливания в подложке происходит сложная упругопластичная деформация, приводящая к выпучиванию вокруг отпечатка индентора материала подложки и образованию валика. Профили валиков измеряли и сравнивали на профилограммах с помощью микроскопа МБС-9. Об адгезионной прочности ($\sigma_{ад}$) судили по величине максимальных касательных напряжений, обуславливающих нарушение адгезионной связи. Расчет вели по формуле

$$\sigma_{ад} = P_a \sin \alpha_{max} / d^2,$$

где P_a – нагрузка на индентор, Н; d – диаметр отпечатка, мм; α_{max} – максимальный угол наклона валика (град), измеренный между касательной к валику и ее проекцией на исходную поверхность подложки. Для снижения погрешности измерений определяли среднее арифметическое из нескольких измерений в разных точках.

Испытания на коррозионную стойкость. Потерю массы на единицу площади поверхности вычисляли следующим образом:

$$\Delta m = (m_0 - m_1) / S,$$

где m_0 – масса образца до испытаний, кг; m_1 – его масса после испытаний и удаления продуктов коррозии, кг; S – площадь поверхности образца, м².

Показатель коррозионной стойкости рассчитывали по формуле

$$K = (m_0 - m_1) / (F\tau),$$

где m_0 , m_1 – соответственно начальная масса образца до и после испытаний в растворах, г; F – площадь образца, м²; τ – длительность испытаний, ч.

Испытания на износостойкость защитных покрытий проводили по ГОСТ 23.224-86 на машине трения СМТ-1 по стандартной методике (по типу ролик–колодка) при скорости вращения контртела 1,02 м/с и удельном давлении 7,5 МПа на пути 500 м. Прогрев масла в нормальном режиме – самопроизвольный фрикционный, режим его подачи – 20 капель в минуту (масло промышленное И-20 по ГОСТ 20799-88).

Состав для исходных порошковых смесей включал Cr₂O₃, Al₂O₃, Al, Ni, Hf, Ta [3]. Для расчета равновесного состава продуктов системы был использован прикладной пакет программ АСТРА.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Доказательством реализации СВС-процесса [4] являются результаты термопарных измерений, показывающие кратковременный резкий подъем температуры (1600–2000 °С) в режиме теплового самовоспламенения (без оплавления подложки). Толщина упрочняющих слоев зависит главным образом от температуры процесса и времени выдержки за счет подогрева. Повышение содержания кремния в шихте, а также добавление в нее NaF способствуют незначительному росту диффузионных слоев. Толщина слоя при изменении продолжительности процесса при определенной температуре описывается параболической зависимостью, т. е. с течением времени скорость нарастания диффузионного слоя непрерывно уменьшается, и при прочих равных условиях его толщина тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла. Увеличение времени выдержки деталей в реакционной шихте с 2 до 4 ч за счет внешнего подогрева изменяет глубину слоя с 80–100 до 300–350 мкм. При дальнейшем продлении выдержки толщина слоя растет менее интенсивно из-за снижения активности насыщающей среды в результате обеднения ее кремнием.

Концентрация диффундирующего элемента на поверхности зависит от активности окружающей среды, обеспечивающей приток атомов этого элемента к поверхности, скорости диффузионных процессов, приводящих к переходу этих атомов в глубь металла, состава обрабатываемого металла, состава и структуры образующихся фаз. С повышением температуры процесса увеличивается скорость процесса диффузии, а следовательно, и толщина диффузионного слоя. Результаты фазового анализа показали, что слои с содержанием кремния на поверхности содержат фазы FeSi, FeSi₂, Fe₃Si и Fe₅Si₃, которые придают поверхности чрезвычайно высокую износостойкость.

Жаростойкость защитных покрытий. Легирование слоя высокоуглеродистого материала алюминием и оксидом никеля в условиях СВС приводит к образованию интерметаллидных фаз Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃, NiAl₃. Данные интерметаллиды обладают значительной твердостью и химической стойкостью к коррозионным средам при повышенных температурах и имеют более высокую температуру плавления, чем исходные металлы.

Диффузионный слой состоит в основном из интерметаллидной фазы Ni–Al и промежуточного подслоя. Микротвердость наружного слоя составляла 5500–6500 МПа, внутреннего – 2500–3000 МПа. Внутренний слой представлял собой фазу Ni₃Al, а под ним располагалась небольшая зона твердого раствора алюминия в никеле. Формирующийся при насыщении высоколегированный диффузионный слой, с одной стороны, ограничивает диффузионное перераспределение элементов в поверхностных и приповерхностных зонах сплава, а с другой – тормозит, вследствие барьерного эффекта слоя, движение дислокаций к поверхности. Это приводит к уменьшению скорости окисления и увеличению жаропрочности сплава.

Фазы расположены в следующем порядке от поверхности: Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃, NiAl₃. Благодаря этому фаза NiAl₃, имеющая относительно меньшую температуру плавления, защищена от расплавления. Следствием химической реакции между AlCl₃ и алюминием являются низшие хлориды AlCl₂ или AlCl, способные выделять атомы алюминия на поверхности никеля, т. е. низшие хлориды алюминия опять переходили в высшие, которые снова реагировали с алюминием. В результате таких транспортных реакций диспропорционирования происходит перенос алюминия к никелю.

Было установлено, что легирование слоя высокоуглеродистого материала алюминием и оксидом никеля в условиях СВС приводит к образованию интерметаллидных фаз Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃, NiAl₃,

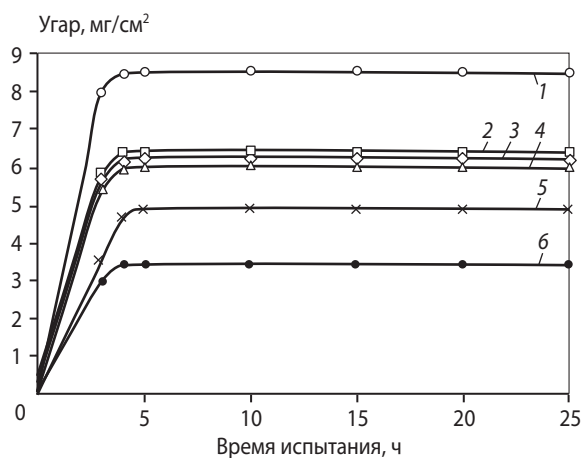


Рис. 2. Изменение массы материала УУКМ с силицированными покрытиями в процессе термообработки (1400 °С) Легирующие компоненты: Hf-Ta (1), Ni-Al (2), Cr-Si (3), Cr-B (4), Ti-B (5), Zr-B (6)

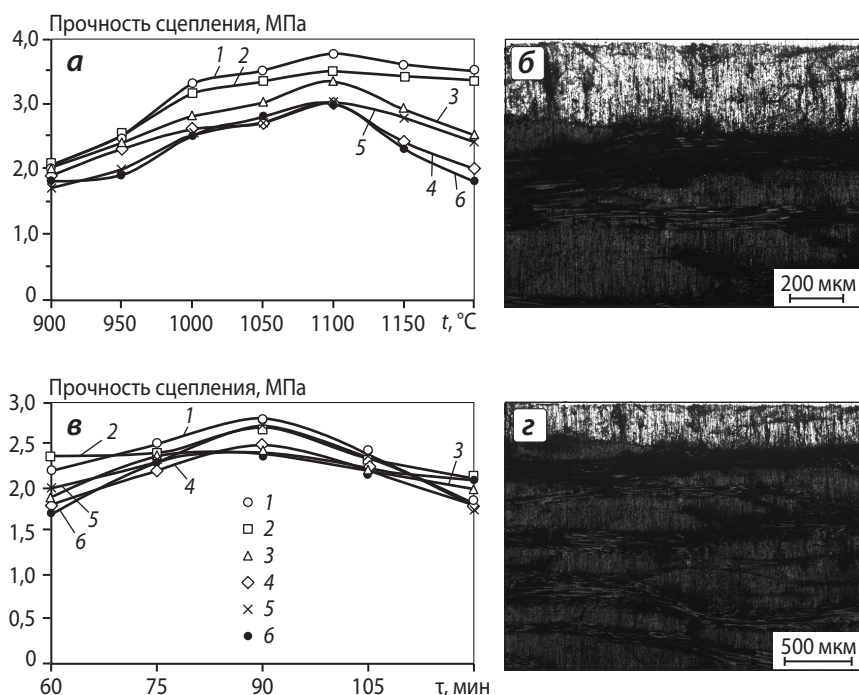


Рис. 3. Влияние температуры (**а, б**) и времени выдержки (**в, г**) на адгезию материалов покрытия на УУКМ. Увеличение микроструктуры – 500× (**б**) и 200× (**г**). Легирующие компоненты: Ti–Cr (**1**), Ti–B (**2**), Mo–Si (**3**), Cr–B (**4**), Zr–B (**5**), Cr–Zr (**6**)

что увеличивает его жаростойкость в 3–4 раза, а добавление в шихту 1 % Hf и 0,4 % Ta₂O₅ повышает этот показатель в 4–5 раз (рис. 2).

Адгезионная прочность защитных покрытий.

Было улучшено сцепление покрытия с подложкой благодаря образованию переходной зоны на основе карбидов титана и хрома (рис. 3).

Для достижения высокой адгезии формировали с использованием титана и хрома специальные слои, обладающие высоким потенциалом связи как с подложкой, так и с покрытием. Суть метода повышения адгезии заключалась в том, чтобы осуществить перемешивание атомов защитного покрытия и подложки непосредственно в процессе нанесения покрытий и сформировать переходной слой с градиентом концентраций. При легировании шихты титаном и хромом фазовым анализом на подложках с металлической основой были выявлены и исследованы карбидные фазы TiC, Cr₂₃C₆, а на материалах с графитовой подложкой образуется дополнительно фаза Cr₇C₃ благодаря большой концентрации углерода в подложке.

Установлено, что для различных материалов покрытий характерны различные показатели адгезии, связанные с кинетическими особенностями осаждения, развитием диффузионных процессов и образованием упрочняющих структурных составляющих в диффузионном слое. В результате

определены закономерности формирования переходной зоны на основе карбидов титана и хрома, полученных в режиме теплового самовоспламенения и приводящих к увеличению адгезионной прочности в 1,8–2,0 раза.

Коррозионная стойкость защитных покрытий.

Установлено, что силицирование чугуна повышает его коррозионную стойкость в 10 %-ном растворе H₂SO₄ (рис. 4). Скорость коррозии в указанном растворе после силицирования составляет 20 мг/(дм² · сут). Чугун силицируется по обменной реакции с тетрахлоридом кремния без участия во-

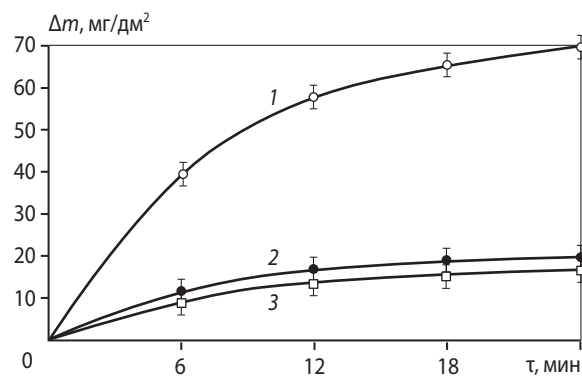


Рис. 4. Коррозионная стойкость чугуна без покрытия (**1**), силицированного (с добавлением в шихту 10 % Si) (**2**) и силицированного (также 10 % Si) с легированными элементами (15 % В и 0,5 % NiO) (**3**) в 10 %-ном растворе H₂SO₄. Материал подложки — чугун марки ВЧ 45-5

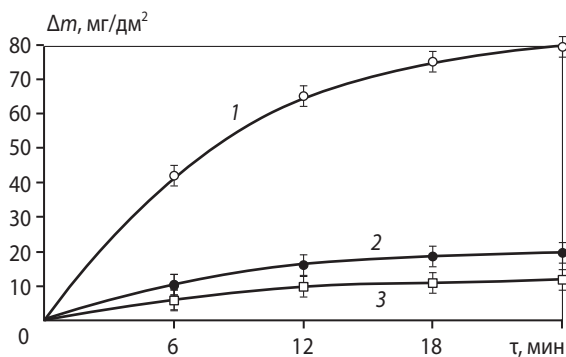
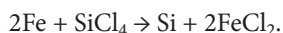


Рис. 5. Коррозионная стойкость графита без покрытий (1), силицированного (с добавлением в шихту 10 % Si) (2) и силицированного (также 10 % Si) с легированными элементами (15 % В и 0,5 % NiO) (3) в 10 %-ном растворе H₂SO₄. Материал подложки — графит марки ЭГ

дорода в качестве восстановителя и без реакций диспропорционирования:



По этой причине при силицировании в реакторе создается такая температура, чтобы обеспечивались заданная концентрация кремния в диффузионном слое и соответствующая структура слоя. Выявлено, что оптимальное давление паров SiCl₄ находится в пределах 10–20 Па, а температура процесса должна составлять 1000 °С.

Наилучшую коррозионную стойкость обеспечивает диффузионный слой, наружный слой которого представляет собой упорядоченный твердый раствор Fe₅Si₃ (α'-фаза), а внутренний – твердый раствор кремния в железе (α-фаза).

С целью повышения коррозионной стойкости защитные покрытия легировали никелем и бором. При осаждении легирующих элементов получают плотные беспористые эластичные покрытия, легированные Ni–В (содержание бора на упрочненной поверхности 1,5 %), толщиной до 200 мкм (см. рис. 4). Они характеризуются повышенной поверхностной твердостью и высокой устойчивостью к коррозии и окислению при повышенных температурах.

В результате установлена зависимость коррозионной стойкости поверхности упрочняемых деталей от содержания кремния, бора и никеля в шихте. Выявлено и экспериментально доказано, что силицирование чугуна при содержании кремния в шихте в количестве 10 % приводит к увеличению коррозионной стойкости чугуна в 3,2–

3,5 раз, а добавка в шихту дополнительно бора (в количестве 15 %) и оксида никеля (0,5 %) способствует повышению этого показателя в 3,8–4,2 раза.

Экспериментально показано, что силицирование графита дало еще больший эффект (рис. 5).

Износостойкость защитных покрытий. Изнашивание защитных покрытий на материале ВЧ 45-5 при сухом трении изучали при скорости скольжения контртела (сталь 30ХГСА) 1,02 м/с и удельном давлении 7,5 МПа на пути 500 м при времени испытаний 8,17 мин (рис. 6, а). В условиях граничного трения испытания проводили при тех же значениях скорости и удельного давления со скоростью подачи масла 1 капля за 7 мин на пути трения 1,4 · 10⁴ м при времени испытаний 3,81 ч (рис. 6, б). Скорость и продолжительность испытаний были установлены опытным путем исходя из необходимости получения надежных и воспроизводимых результатов при малой длительности эксперимента. Температура процесса поверхностного упрочнения для ВЧ 45-5 составляла 1000 °С, время выдержки – 2 ч.

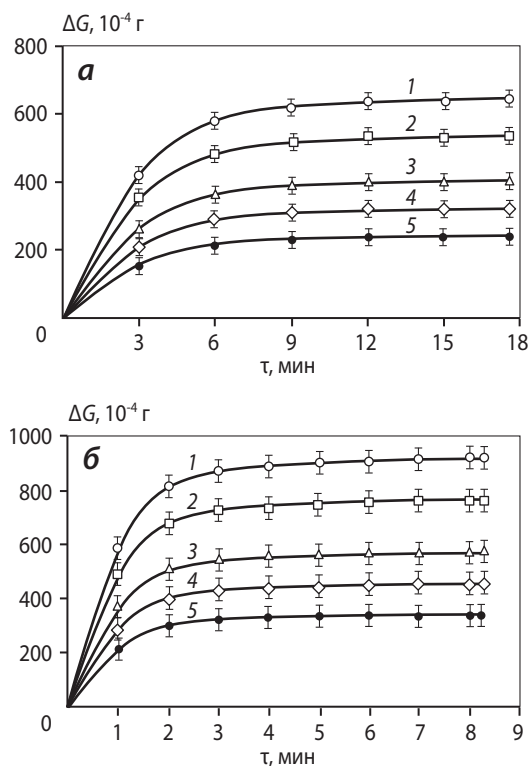


Рис. 6. Зависимость износостойкости материала ВЧ 45-5 без покрытия (1) и с покрытием (2–5) при различном количестве хрома в шихте при сухом трении (а) и в условиях граничного трения с подачей масла (б) Cr, %: 2 (2), 6 (3), 10 (4), 14 (5)

Из рис. 6 видно, что наибольшей износостойкостью обладают упрочненные образцы, легированные 14 % Cr. В силу того что хром входит в состав хромистой составляющей (ХС), которая отвечает за температурный фактор, дальнейшее увеличение доли хрома (при содержании ХС 20 %) в данной технологии не представляется возможным. Введение бора в шихту способствует равномерному распределению мелкодисперсных карбидов по сечению слоя. Наружный борированный диффузионный слой представляет собой FeB, а внутренний – Fe₂B.

При такой технологии на поверхности исследуемых образцов формируются достаточно однородные слои с эффективной глубиной 150–200 мкм, имеющие высокодисперсную структуру с равномерным распределением частиц упрочняющих фаз.

В результате установлена зависимость износостойкости поверхности упрочняемых деталей от содержания хрома в шихте. Выявлено, что благодаря содержанию хрома в шихте в количестве 4 % износостойкость поверхностного слоя повышается в 2,4–2,7 раза.

ВЫВОДЫ

1. Легирование слоя высокоуглеродистого материала алюминием и оксидом никеля в условиях СВС приводит к образованию интерметаллид-

ных фаз Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃, NiAl₃, что увеличивает его жаростойкость в 3–4 раза.

2. Установлены закономерности формирования переходной зоны многокомпонентных поверхностных слоев на основе карбидов титана и хрома, полученных в режиме теплового самовоспламенения, что обеспечивает рост адгезионной прочности в 1,8–2,0 раза.

3. Выявлено и экспериментально доказано, что силицирование чугуна, при содержании кремния в шихте в количестве 10 %, позволяет повысить его коррозионную стойкость в 3,2–3,5 раз, а добавка в шихту дополнительно бора (15 %) и оксида никеля (0,5 %) – увеличить этот показатель в 3,8–4,2 раза.

4. Определена зависимость износостойкости поверхности упрочняемых деталей от количества хрома в шихте. Так, в случае его содержания в шихте 14 % достигается повышение износостойкости поверхностного слоя в 2,4–2,7 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Санин Ф. П., Джур Е. А., Санин А. Ф., Хуторный В. В. Космос и технологии. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2007.
2. Удовицкий В. И. Антифрикционное пористое силицирование углеродистых сталей. М.: Машиностроение, 1977.
3. Ворошин Л. А. Антифрикционные диффузионные покрытия. Минск: Наука и техника, 1981.
4. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов. Черноголовка: ИСМАН, 1998.

Уважаемые авторы и читатели!

Предлагаем вам подписаться на журнал

«Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия»

Оформить подписку можно в местных отделениях связи по каталогам АО «Роспечать» (индекс **80752**) и АПР, т. 1 (индекс **44337**), а также непосредственно в редакции

Журнал выходит 4 раза в год

Стоимость подписки на II полугодие 2014 г. составляет **2400** руб.

Справки по тел./факс: (495) 638-45-35

E-mail: izv.vuz@misis.ru