

МОРФОЛОГИЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМ Ni-Ti, (Ni-Ti)+(Ti-C) и Ni-Cr-Ti, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛ СВЧ

И.В. Мурашова, А.В. Грипкин, И.Л. Поболь

ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Минск

Введение. Одними из эффективных материалов триботехнического назначения являются металлические порошковые материалы, получаемые спеканием из смесей, содержащих различные функциональные добавки (антизадирные, износостойкие, фрикционные и др.) [1]. Высокие механические свойства материалов обеспечиваются введением в шихту карбидов, оксидов, нитридов. Морфология таких композиций после спекания представляет собой упругопластичную матрицу-основу с равномерно распределенными износостойкими включениями, которые воспринимают нагрузку, а матрица распределяет ее по периметру поверхности образца.

Создание матрично-наполненных композиций методами порошковой металлургии имеет ряд недостатков – отсутствие взаимодействия матрицы и наполнителей или их усиленная степень взаимной диффузии, длительность спекания при высоких температурах. Альтернативный принцип создания порошковых фрикционных материалов – самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [2]. Метод СВС основан на способности металлических порошковых материалов воспламениться при локальном нагреве с дальнейшим распространением волны горения по всему объему реагирующей системы. Во время синтеза происходит химическое взаимодействие с образованием карбидов, нитридов, интерметаллидов и др.

Цель работы – изучение морфологии и трибологических свойств материалов систем 44Ni-56Ti, 0,8(Ni+Ti)+0,2(Ti-C), 0,7(Ni+Ti)+0,3(Ti-C), 55(Ni-Cr)-0,45Ti, полученных методом СВС с иницированием процесса синтеза электронным лучом.

Методики исследований. В качестве исходных материалов использовались порошки титана, никеля, никрома и сажа. Порошки предварительно сушили в вакуумном термостатированном шкафу при температуре 100 °С не менее 10 ч. Смешивание компонентов проводили в керамической ступке с последующим перемешиванием в смесителе «Turbula» в течение 4 ч. С помощью ручного пресса прессовали пластины толщиной 3 – 5 мм диаметром 10 мм.

Синтез материалов проводили в электронно-лучевой (ЭЛ) установке, созданной на базе энергоблока ЭЛА-15 («Сэлми», г. Сумы; ускоряющее напряжение 60 кВ, мощность луча до 15 кВт, остаточное давление 10^{-2} Па).

Инициация СВС проводилась непрерывно последовательным нагревом поверхности смеси электронным лучом. Пластины с прессованным порошком размещали на массивной медной подложке. Максимальная температура синтеза 1400 °С. При такой температуре образцы сохраняют свою форму в процессе спекания, устойчиво воспламеняются и горят, характер горения автоколебательный.

Исследование микроструктуры проводилось на металлографическом оптическом микроскопе МГК-1 и на растровом электронном микроскопе SEM515. Триботехнические испытания образцов проводились без смазочного материала на универсальной машине трения модели 2168 УМТ. Износ образцов в ходе испытаний определяли количеством отделившегося с их поверхности материала. Взвешивание образцов проводилось на аналитических весах ВЛА-200-М.

Микротвердость измеряли на микротвердомерах НМТ-3 и Struers Duramin с использованием нагрузок 1,962 Н (200 г) и 0,981 Н (100 г) с погрешностью ± 200 МПа. Исследования проводили на полированных шлифах, приготовленных методом мокрого шлифования.

Морфология сплавов. Исследование структуры материала состава 44Ni-56Ti показали, что сплав имеет различные зоны – участки беспорядочного материала, а также участки с наличием крупных и мелких пор (рис. 1, а) [3]. Обнаружены фазы NiTi, Ni₂Ti, Ni₄Ti₃ и Ti₂Ni.

Синтез материала (44Ni-56Ti) – (Ti+C) проводился с целью исследования возможности образования карбидов TiC в процессе СВС [4]. Фазовый состав представлен NiTi, Ni₂Ti, Ni₄Ti₃, Ti₂Ni и TiC. Введение в систему 44Ni-56Ti сажи и титана влияет на морфологию материала. Наиболее неоднородную структуру из рассматриваемых систем с введением 20 или 30 масс.% (Ti+C) имеет сплав с 30 масс.% порошков титана и сажи. Он состоит из светлой матрицы (фазы NiTi, Ti₂Ni) и крупных темных включений (TiC), размер частиц около 10 мкм (рис. 1, б). Пористость материала около 10 %. Материал с содержанием 20 % (Ti+C) более плотный и однородный, темные включения распределены равномерно, размер частиц не более 6 мкм (рис. 1, в). Пористость системы 0,8(44Ni-56Ti)+0,2(Ti+C) низкая (менее 5 %).

Структура сплава системы 55(Ni-Cr)-0,45Ti, аналогично системам Ni-Ti и (Ni+Ti)+(Ti-C), имеет пористую структуру (рис. 1, в).

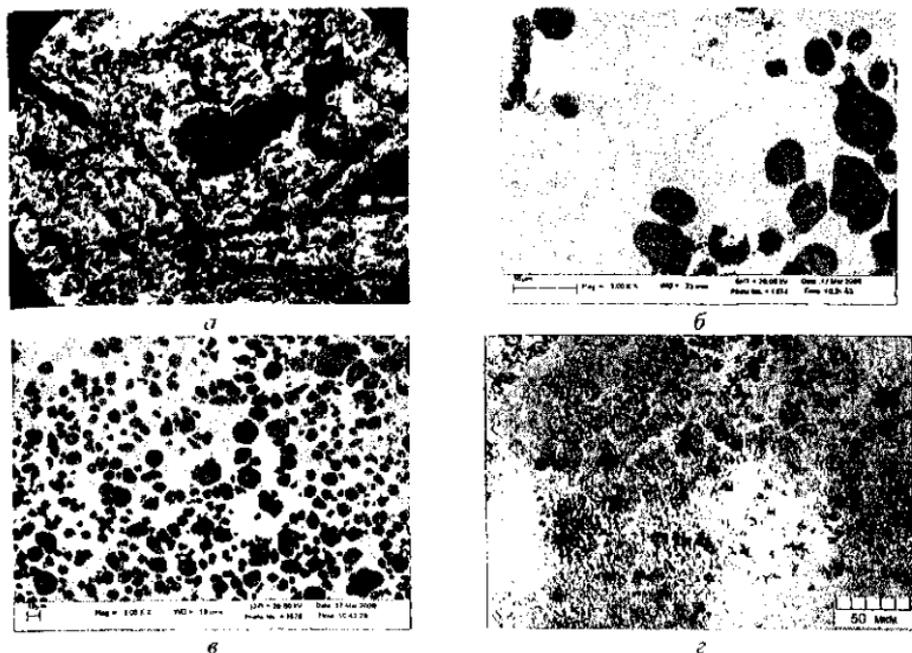


Рис. 1. Морфология материалов системы 44Ni-56Ti (а) $\times 100$, 0,8(Ni+Ti)+0,2(Ti-C) (б), 0,7(Ni+Ti)+0,3(Ti-C) (в), 55(Ni-Cr)-0,45Ti (г)

Трибологические характеристики материалов. Исследования триботехнических характеристик сплава 44Ni-56Ti (рис. 2) показывают, что интенсивность износа на стадии установившегося изнашивания составляет $I_q = 3,1$ мг/м. Коэффициент трения находится на уровне 0,8 – 0,9. Микротвердость сплава в исходном состоянии составляет 5,6 – 6 ГПа, а после трения 8 – 8,2 ГПа. Повышение микротвердости Ni-Ti при испытаниях в результате термомеханического воздействия контртела свидетельствует о происходящем в синтезированном материале увеличении сопротивления затиранию поровых каналов, упрочненных интерметаллидной оболочкой.

Результаты трибологических испытаний материалов системы (Ni-Ti)-(Ti+C) представлены на рис. 2, б. Коэффициент трения для сплава 0,8(Ni-Ti)-0,2(Ti+C) находится на уровне 1,18 – 1,2, интенсивность износа составила $I_q = 2,05$ мг/м. Измерения коэффициента трения для сплава системы 0,7(Ni-Ti)-0,3(Ti+C) показали, что его значения составляют 1,15 – 1,23, а $I_q = 4,8$ мг/м (рис. 2, в).

Результаты исследований износа сплава системы 0,55(Ni-Cr)-0,45Ti представлены на рис. 2, г. Коэффициент трения находится на уровне 0,85 – 0,95, интенсивность износа составила $I_q = 3,75$ мг/м.

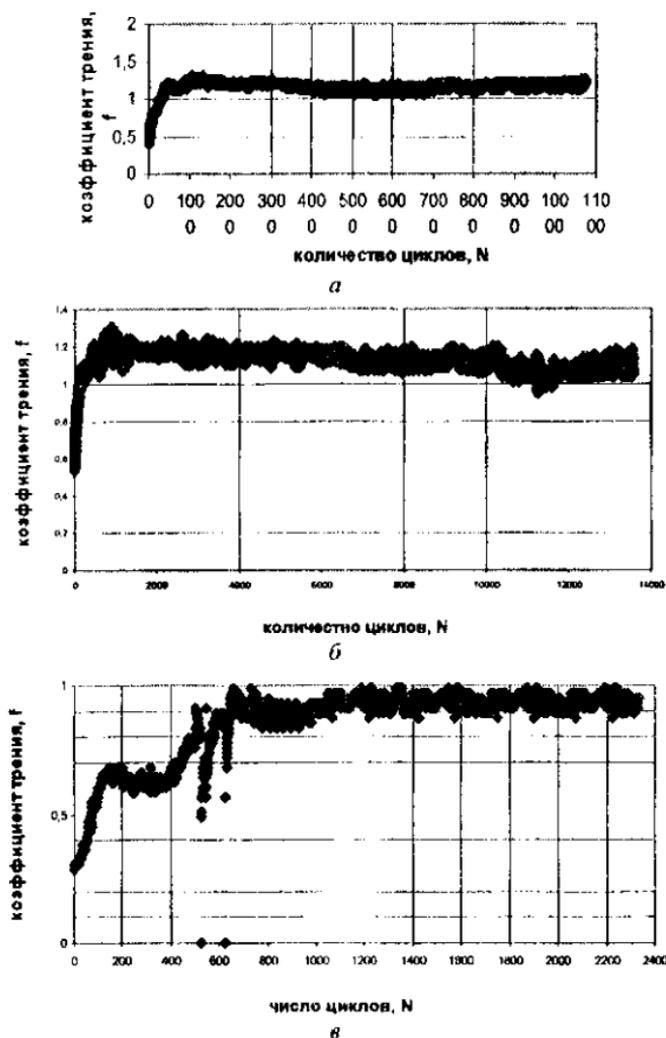


Рис. 2. Результаты измерений коэффициентов трения материала системы $0,8(\text{Ni-Ti})-0,2(\text{Ti+C})$ (а), $0,7(\text{Ni-Ti})+0,3(\text{Ti+C})$ (б), $0,55(\text{Ni-Cr})-0,45\text{Ti}$ (в)

Сравнительные данные интенсивности износа сплавов на стадии установившегося изнашивания показали ее высокие значения для системы $0,55(\text{Ni-Cr})-0,45\text{Ti}$. Вероятно, это связано с низким содержанием интерметаллидной фазы Ti_2Ni в структуре материала. Более высокие значения интенсивности износа для системы $0,7(\text{Ni-Ti})-0,3(\text{Ti+C})$ по отношению к системе $0,8(\text{Ni-Ti})-0,2(\text{Ti+C})$ связаны с возрастанием пористости материала и увеличением размеров карбидной фазы в структуре.

Авторы выражают признательность доктору техн. наук В.А. Кукареко и И.Ю. Тарасевич за помощь в проведении триботехнических испытаний образцов.

Выводы

1. Характер структуры материалов систем $44\text{Ni}-56\text{Ti}$, $0,8(\text{Ni}-\text{Ti})-0,2(\text{Ti}+\text{C})$, $0,7(\text{Ni}-\text{Ti})+0,3(\text{Ti}+\text{C})$, $55(\text{Ni}-\text{Cr})-0,45\text{Ti}$, полученных методом СВС с иницированием процесса синтеза электронным лучом и без последующего оплавления поверхности, пористый.

2. Увеличение содержания $(\text{Ti}+\text{C})$ в сплавах системы $(\text{Ni}-\text{Ti})-(\text{Ti}+\text{C})$ от 20 до 30 масс.% приводит к росту пористости и размеров фазы TiC .

3. Коэффициент трения сплавов систем составляют: $44\text{Ni}-56\text{Ti}$ – 0,8 – 0,9; $0,8(\text{Ni}-\text{Ti})-0,2(\text{Ti}+\text{C})$ – 1,18 – 1,2; $0,7(\text{Ni}-\text{Ti})+0,3(\text{Ti}+\text{C})$ – 1,15 – 1,23; $0,55(\text{Ni}-\text{Cr})-0,45\text{Ti}$ – 0,85 – 0,95. Износостойкость обусловлена комплексом факторов: высокой твердостью структурных составляющих, теплоустойкостью и демпфирующими свойствами интерметаллидных и карбидных включений.

4. Сравнительные данные интенсивности износа сплавов на стадии установившегося изнашивания показали ее высокие значения для системы $0,55(\text{Ni}-\text{Cr})-0,45\text{Ti}$. Вероятно, это связано с низким содержанием интерметаллидной фазы Ti_2Ni в структуре материала. Более высокие значения интенсивности износа для системы $0,7(\text{Ni}-\text{Ti})-0,3(\text{Ti}+\text{C})$ по отношению к системе $0,8(\text{Ni}-\text{Ti})-0,2(\text{Ti}+\text{C})$ связаны с возрастанием пористости материала и увеличением размеров карбидной фазы в структуре.

Литература

1. Зозуля, В.Д. Принципы создания порошковых антифрикционных материалов методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / В.Д. Зозуля // Известия вузов. – 1999. – № 5. – С. 58 – 63.

2. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: Двадцать лет поисков и находок / А.Г. Мержанов. – Черногловка: ИСМАИ, 1989. – 91 с.

3. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез материалов при электроно-лучевом нагреве / И.Л. Поболь [и др.] / Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии. Ч. 2. – Гродно, 2006. – С. 102 – 109.

4. Гринкин, А.В. Исследование структуры и свойств покрытий систем $(\text{Ni}-\text{Ti})-\text{C}$ и $(44\text{Ni}-56\text{Ti})+\text{TiO}_2$ / А.В. Гринкин, И.В. Мурашова // Междунар. науч.-техн. конф. «Современные технологии создания и обработки материалов». – Минск, 2008. – С. 306 – 311.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА ОСНОВЕ ИЗУЧЕНИЯ НАКОПЛЕННОЙ ЭНЕРГИИ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ДЕТАЛИ

А. Н. Сутягин

*Рыбинская государственная авиационная технологическая академия
им. П.А. Соловьева, Россия*

Введение. Нормальная работа узла характеризуется минимальной интенсивностью изнашивания материала и одновременным образованием равновесных геометрических (шероховатость) и физико-механических (степень наклепа поверхностного слоя) параметров поверхностного слоя деталей машин [1, 2, 3]. Существующие методики расчета интенсивности изнашивания деталей машин отличаются тем, что в одних рассчитывается интенсивность изнашивания по заданным параметрам качества поверхностного слоя, в других – определяется интенсивность изнашивания для заданных режимов обработки, которые не всегда обеспечивают получение равновесных параметров качества поверхностного слоя деталей машин, необходимых для нормальной работы узла. В связи с этим возникает необходимость разработки математической модели, связывающей технологические условия механической обработки с равновесными параметрами качества поверхностного слоя деталей машин.

Методы исследования, результаты и обсуждение. В результате приработки сопрягаемых деталей машин материальная поверхность детали приходит к такому физическому состоянию и такой структуре, при которых поверхностный слой обладает минимальной потенциальной энергией, т. е. представляет устойчивую систему, допускающую в данных условиях минимальную диссипацию энергии. Образовавшиеся таким образом геометрические (шероховатость) и физико-механические (микротвердость) параметры качества поверхностного слоя называются равновесными.

В соответствии с первым законом термодинамики работа силы трения с учетом специфики образования равновесного состояния поверхностей трения может быть представлена функциональной зависимостью

$$W_{тр} = f(f, F, S_{тр}, V_H, Rz_{равн}, HV_{равн}, HV_0), \quad (1)$$

где f – коэффициент трения; F – нормальная сила взаимодействия элементов пары трения; $S_{тр}$ – путь трения; $Rz_{равн}$ – равновесная шероховатость