

производственного процесса, связанная с другими его подсистемами: со стороны функции - как процесс изменения положения объектов в пространстве и изменения его формы; со стороны структуры - как совокупность взаимосвязанных операций, потоков, переходов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Нестеров В.П., Захарян О.С. Проектирование процесса производства обуви - М. Легкая индустрия, 1985 - 313 с.
2. Арутюнян С.С. Математическая модель автоматизированного процесса сборки обуви // Сб. науч. тр. межвуз. науч.-техн. конф. / ГПИ. - Гюмри, 1994 - С. 11-14.

Гюмрийский образовательный
комплекс: ГИУА

10.12.1997

Изв. НАН и ГИУ Армении (сер. ТН), т. 11, № 2, 1998, с. 154 - 160.

УДК 621.762:621.78:620.222

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Н.В. МАНУКЯН, С.Г. АГБАЛЯН., Г.Х. КАРАПЕТЯН, С.А. АССИЛА

ИЗНОСОСТОЙКИЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ ПОРОШКОВЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Fe-Mo համաձուլվածքի հիմքով մշակվել են հակաշփական նշանակության միասնաձուլված նոր փոշեկույթեր, որոնք անեն եռափուլ կառուցվածք և զուգակցում են ամրացման լուծված և ինտերմետաղական մեխանիզմները: Տարտառվել է, որ մշակված կույթն իր արիթմետիկական, ամրության և ջերմաֆիզիկական հատկություններով անկնիայտորեն վերազանցում է հուշտեղի հակաշփական նշանակության փոշեկույթերին: Նեոստրուկտուր է գիտաբ. և ծերագիտաբ. մշակված հասանելիվածքի ամրացման գործընթացը:

Разработаны принципиально новые порошковые материалы антифрикционного назначения на основе сплавов Fe-Mo, имеющих трехфазные структуры и сочетающих растворный и интерметаллидный механизмы упрочнения. Установлено, что триботехнические, прочностные и теплофизические свойства разработанных материалов существенно превышают свойства известных порошковых материалов антифрикционного назначения. Исследованы процессы упрочняющей обработки разработанных сплавов, включающие закалку и старение.

Ил. 4. Библиогр.: 7 назв.

Principally new powdery materials have been worked out for antifriction usage on the basis of Fe-Mo alloys having three-phase structure and containing soluble and intermetal mechanisms of strengthening. It is stated that tribotechnical, durable and heat-physical properties of materials worked out greatly exceed the properties of the known powdery materials for antifriction application. The process for strengthening the treatment of worked out alloys including hardening and aging has been studied.

Ил. 4, Ref. 7.

Основной причиной выхода из строя пористых деталей машин является схватывание, возникающее при достижении внешней

нагрузки или скорости скольжения критических величин. Это объясняется тем, что пленка смазочного материала либо разрушается, либо выгорает. Кроме того, наблюдается фильтрация смазки через поры, что существенно снижает гидродинамическое давление в зоне трения и тем самым - несущую способность материала. В местах контакта возникают также температурные зоны, которые вызывают локальное разупрочнение и разрушение. К этому следует добавить, что структурная пористость резко снижает теплопроводность, а сами поры, являясь концентраторами напряжений, вызывают ускоренный износ.

Согласно молекулярно-механической теории трения [1], внешнее трение осуществляется с минимальной работой в случае, когда прочность адгезионной связи между контактируемыми поверхностями меньше прочности нижележащих поверхностных слоев, т.е. когда имеет место положительный градиент механических свойств по глубине. В этом случае вся деформация при трении будет сосредотачиваться в тонком поверхностном слое, предотвращая его от катастрофического разрушения и глубинного вырывания. В связи с этим в подшипниках скольжения широкое применение находят твердые смазки (сульфиды, селениды, фториды, фосфиды и т.д.), которые образуют на поверхности трения защитные пленки (вторичные структуры) и сохраняют работоспособность узлов трения в возможно большем диапазоне скоростей и нагрузок, в том числе и экстремальных [2].

Целью исследования является разработка технологии получения износостойких антифрикционных порошковых материалов на основе железа для работы в узлах сухого трения. Необходимость в этом вызвана не только требованиями современной техники, но и технологическими особенностями производства (машины с узлами трения, работающие в пищевой и легкой промышленности).

В качестве типичного представителя трехфазных сплавов нами исследована система Fe-Mo с содержанием 5-30% Mo. Такие сплавы, как известно, обладают дисперсионным твердением, что дает возможность для формирования третьей фазы (твердые частицы) в структуре материала. Следовательно, сплав FeMo-MoS₂ будет иметь трехфазную структуру: первая фаза - матрица легированная Mo, вторая фаза - MoS₂ (твердая смазка); третья фаза - равномерно распределенные твердые частицы Fe₃Mo₂. В сплавах Fe-Mo-MoS₂ в качестве основы использовался легированный порошок FeMo, который получали восстановлением сложного оксида Fe_{2-x}Mo_xO₃, синтезированного из Fe₂O₃ и MoO₃ с участием NH₄Cl [3].

Комплекс выполненных экспериментально-теоретических исследований позволил разработать технологию получения износостойких порошковых материалов антифрикционного назначения и изделий из них.

Технологический процесс изготовления деталей из трехфазных износостойких антифрикционных порошковых материалов (ИАГМ) микронеоднородной структуры включает: подготовку шихты, прессование, экструзию (или горячую штамповку), механическую и термическую обработку. Учитывая высокую легированность FeMo-сплавов, нагрев под закалку следует производить поэтапно: первый - на воздухе при 620-670 К, второй - в соляной ванне при

1170...1220 K, третий - до температуры закалки. Продолжительность выдержки определяется из расчета: при 670 K - 10...15, при 1170K-25...35, при температуре закалки - 30...40 с/мм диаметра или толщины заготовки. Процесс охлаждения заготовок в зависимости от температуры закалки до 670...770 K должен быть ускоренным с целью предупреждения выделения μ -фазы (Fe_3Mo_2). Следовательно, заготовки целесообразно закалывать в расплаве соли KNO_3 или $NaNO_3$ при 670...770 K, а затем в струе воздуха.

Оптимальную температуру старения устанавливают с помощью кривых внутреннего трения. Высокая чувствительность этого метода обеспечивает получение в процессе старения более точной информации о структуре материала, по сравнению с традиционными методами. Теоретически и экспериментально доказано [4], что величина пиков кривых внутреннего трения находится в зависимости от количества выделенных при старении частиц в структуре сплавов. С увеличением их количества возрастают значения пиков кривых, что объясняется уменьшением подвижности дислокаций из-за тормозящего действия выделенных частиц.

Процесс старения состоит из четырех стадий (рис. 1). В первой стадии (<670 K) каких-либо существенных изменений в структуре материала не происходит. Во второй стадии (670...870 K) наблюдается интенсивный рост пиков кривых внутреннего трения. В данном температурном интервале за счет распада твердого раствора формируются стабильные зародыши твердых частиц. В третьей стадии (870...970 K) значения пиков остаются постоянными, т.е. новые зародыши не образуются, но происходит рост сформировавшихся зародышей. В четвертой стадии (>970 K) размеры выделенных частиц увеличиваются и с повышением температуры растворяются в основе (матрице), что приводит к снижению пиков кривых внутреннего трения.

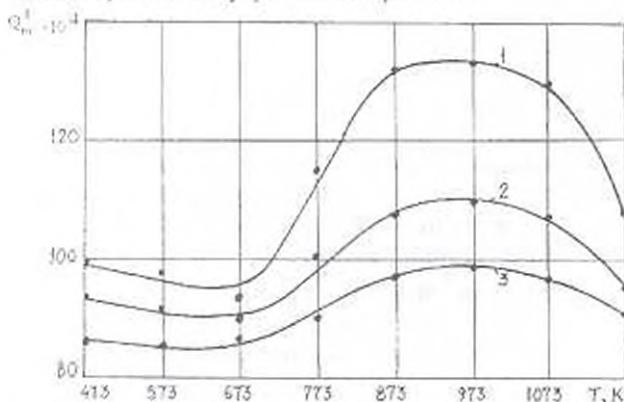


Рис. 1. Зависимость высот пиков внутреннего трения от температуры старения: 1 - Mo=10%, 2 - Mo=15%, 3 - Mo=25%

Сравнение кривых 1-3 показывает (рис. 1), что повышение концентрации твердого раствора не влияет на механизм процесса старения, но при этом значительно возрастает скорость выделения частиц во второй стадии, уменьшается инкубационный период первой стадии. Подобные изменения объясняются увеличением

внутренних напряжений в структуре материала и их влиянием на процесс старения. Оптимальная температура старения сплавов FeMo-MoS₂ составляет 920⁻¹⁰ К. При старении сплавов FeMo (Mo>5%) на начальных стадиях образуются тонкодисперсные частицы Fe₃Mo₂, затем количество и размеры частиц увеличиваются. Обработка статистических данных показала, что между средним диаметром выделенной частицы Fe₃Mo₂ d_{cp} и временем старения τ имеется степенная зависимость:

$$d_{cp} = (aT + \alpha\% \text{ л.э.}) \tau^{1/3}$$

Расчетная величина (d_{cp}) отличается от экспериментальной не более, чем на 8...12% (рис. 2).

Для оценки механизма старения сплавов Fe-Mo-MoS₂ изучались закономерности изменения их механических свойств. Поскольку размер частиц выделений весьма мал, предел текучести возрастает [5]:

$$\sigma_T = a\tau^{1/3} / (0,82 - \tau^{1/3}) + \sigma_0,$$

где a - постоянная; σ_0 - предел текучести до старения; τ - объемная доля третьей фазы.

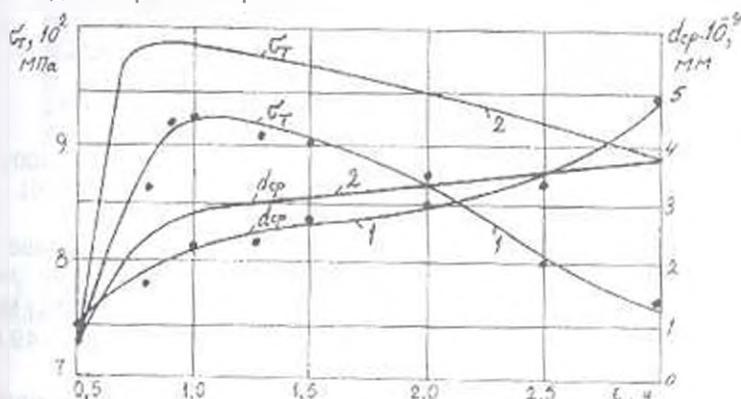


Рис. 2. Экспериментальные (1) и расчетные (2) значения размеров твердых включений и предела текучести в зависимости от продолжительности старения ($T=920$ К)

Экспериментальные и расчетные значения предела текучести в зависимости от продолжительности старения для сплава FeMo+MoS₂ (рис.2) показывает, что в обоих случаях сохраняется та же закономерность, т.е. предел текучести приблизительно пропорционален кубическому корню из объемной доли выделившейся фазы. С развитием старения выделившиеся частицы укрупняются. В некоторый момент частицы, которые вначале были когерентны с матрицей, утрачивают это свойство, и эффективная объемная доля выделений уменьшается. Сплавы FeMo в процессе старения приобретают максимальные прочностные свойства при температуре 650⁻¹¹ С и выдержке 30...45 мин. Как видно из микроструктуры трехфазных ИАПМ (рис. 3), во всех сплавах вторая фаза располагается по границам зерен матрицы. Третья фаза

распределяется как в объеме матрицы, так и по границам зерен. Мелкозернистость фаз и их равномерное распределение обеспечивается экструзией. Экструдированные "трехфазные материалы" не имеют упорядоченной структуры (рис. 3а), а после закалки становятся однофазными (рис. 3б). Только после старения они приобретают окончательную трехфазную структуру. Микрофотографии распределения дисперсных частиц Fe_3Mo_2 в матрицах трехфазных ИАПМ (рис. 3в) сняты на электронном микроскопе РЭМ-200. Размеры частиц колеблются в пределах $(0,5...5,0) \cdot 10^{-6}$ м: они когерентно связаны с матрицей, т.е. α -Fe. Размеры и распределение этих интерметаллических включений соответствуют критическим размерам частиц, обеспечивающих максимальную износостойкость. Объемное содержание частиц зависит от количества легирующих элементов в сплавах, а размеры частиц - от температуры и продолжительности старения.



Рис. 3. Микроструктура ИАПМ, а - после закалки и старения (x 400); б - после закалки (x 400), в - выделение частиц Fe_3Mo_2 (x15000)

Результаты фазовых анализов подтвердили, что в сплаве Fe-Mo-MoS₂ частично формируются фазы (FeMo)S с $d=0,202$ нм и $(FeMo)_2S_2$ с $d=0,295$ нм. В трехфазных сплавах FeMo+MoS₂ интерметаллическое соединение Fe_3Mo_2 (Fe=51,0%, Mo=49,0%) имеет микротвердость $H_n=(10...12) \cdot 10^4$ МПа.

Микрорентгеноспектральный анализ показал равномерное распределение элементов по объему. Этого и следовало ожидать, так как при получении этих сплавов были использованы легированные порошки. Разработанный материал отличается высокими механическими свойствами, особенно ударной вязкостью ($KC=40$ Дж/см²). Прочность и твердость составляет $\sigma_n=1100$ МПа и 58 НРС. У аналогичных стандартных материалов: $\sigma_n < 400$ МПа и $НВ < 2000$ МПа. Важной характеристикой ИАПМ является теплопроводность. Известно, что теплопроводность антифрикционных материалов низка и колеблется в пределах $(0,02...0,03) \cdot 418,7$ Вт/(м·К). Повышенная теплопроводность $(26,5 \text{ Вт/(м·К)})$ сплава объясняется отсутствием структурной пористости.

Как показывают результаты экспериментов по исследованию триботехнических характеристик (рис. 4), испытуемый материал имеет малый коэффициент трения ($f=0,01...0,005$) и большую износостойкость ($I_n=3...10$ мкм/км $\cdot 10^{-2}$) при $a=10...20$ МПа и $V=0,5...10$ м/с. Просматриваются три характерных участка (рис. 4):

первый - инкубационный, второй - стационарный, соответствующий нормальному режиму работы узла трения, третий - повреждаемости, обусловленный возникновением патологических процессов (явления схватывания и др.). Нормальный режим характеризуется стабильным коэффициентом трения и оптимальным износом.

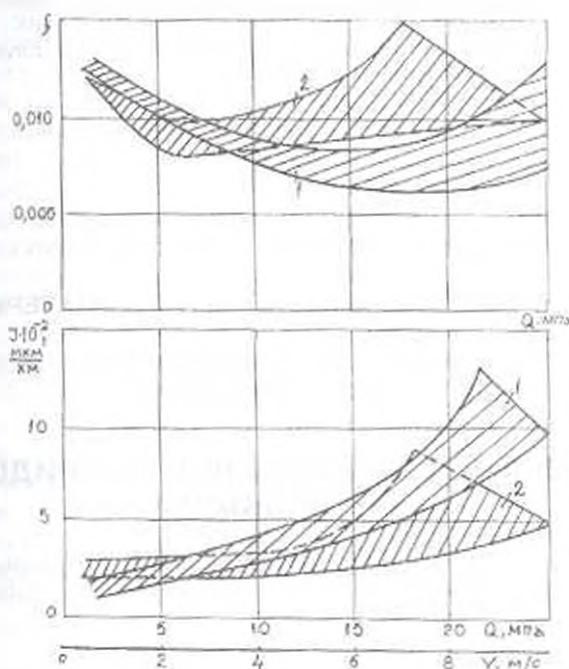


Рис. 4. Фрикционные свойства трехфазных ИАПМ в условиях граничного трения в зависимости от нагрузки (1, $V=1$ м/с) и скорости скольжения (2, $P=10$ МПа)

При граничном трении высокими антифрикционными свойствами обладают как пористые, так и беспористые ИАПМ. Однако при скоростях скольжения больше 6 м/с предпочтительны беспористые ИАПМ.

Таким образом, разработанные ИАПМ по своим фрикционным свойствам и работоспособности значительно превосходят известные антифрикционные [6] и композиционные материалы с макроструктурой [7].

ЛИТЕРАТУРА

1. Дерягин Б.В. Молекулярная теория трения и скольжения // ЖФХ. - 1934 - Т. V, вып. 9. - С. 1165-1176.
2. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. - Киев: Наукова думка, 1980. - 403 с.
3. Манукян Н.В. Технология порошковой металлургии. - Ереван: Айастан, 1986. - 231 с.

4. Келли А., Николсон Р. Дисперсионное твердение, - М. Metallurgia, 1966. - 326
5. Бокштейн С.З. Структура и механические свойства легированной стали. - М. Metallurgizdat, 1952. - 368 с.
6. Мошков А.Д. Пористые антифрикционные материалы. - М. Машиностроение 1968. - 208 с.
7. Заболотный Л.В., Мамикин Э.Т. Влияние состояния поверхности на предельное давление схватывания металлокерамических антифрикционных материалов // Повышение износостойкости и срока службы машин: Тез. докл. - Киев, - 1966. - Т. 3. - С. 43-48.

ГИУА

05.02.1997

Изв. НАН и ГИУ Армении (сер. ТН), т. 11, № 2, 1998, с. 160-164

УДК 669.2/8:531.1

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

В.А. МАРТИРОСЯН, А.Р. МАЧКАЛЯН, М.Э. САСУНЦЯН,
М.А. СИРАКАНЯН

КИНЕТИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ХЛОРИДОВ МЕДИ ВОДОРОДОМ

Աստանափրկելի է պղնձի ստեղծարիւթ և երկրորդիկ քլորացած գործընթացի կինետիկան իզոթերմ պայմաններում: Որոշված են դասերու պղնձափոշու ստացման պատկանները:

Изучена кинетика восстановления хлорной и хлористой меди водородом в изотермических условиях. Установлены параметры восстановления, обеспечивающие получение тонкодисперсного медного порошка.

Ил. 3. Табл. 1. Библиогр.: 7 назв.

Kinetics for copper chloride and chlorine reduction by hydrogen in isothermal conditions has been investigated. Reduction parameters ensuring obtaining fine-dispersive copper powder are established.

Il. 3. Table 1. Ref. 7.

Процессы восстановления хлоридов меди представляют интерес для порошковой металлургии, химической технологии и ряда других отраслей промышленности. Однако в литературе вопросы изучения кинетики восстановления хлоридов меди водородом освещены недостаточно полно [1]. Имеющиеся экспериментальные данные, главным образом, относятся к хлоридам других металлов [1-4].

Целью настоящей работы является исследование кинетики восстановления хлоридов меди водородом. В качестве исходных материалов служили химически чистые реактивы Cu_2Cl_2 и Cu_2Cl_4 , которые получали путем просушивания дигидратов хлоридов меди ($\text{Cu}_2\text{Cl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ и $\text{Cu}_2\text{Cl}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) при температуре 375...425 К в потоке хлористого водорода [4]. Исследования проводили на установке