

УДК 621.7.014

СТРОЕНИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ПРИ ТРЕНИИ

М. Н. ВЕРЕЩАГИН^а, Г. Г. ГОРАНСКИЙ^{б+}, В. А. КУКАРЕКО^в

Исследованы строение и триботехнические свойства аморфных сплавов на основе железа и никеля. Установлены существенные различия в интенсивности изнашивания аморфных фольг из различных сплавов на начальных стадиях испытаний. Показано, что наличие инкубационного периода на кривой изнашивания сплава Fe–Ni–Si–В свидетельствует об особенностях структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях фольги из данного сплава при трении. Установлено, что вследствие высокой легированности сплава Fe–Ni–Si–В кинетика его кристаллизации при трении более замедлена, чем в сплаве Fe–В.

Ключевые слова: трение, износ, сплав, закалка, расплав, аморфизация.

Введение. В настоящее время резко повысились требования к металлическим материалам. Это обуславливает необходимость применения нетрадиционных методов обработки для создания нового класса материалов, и изучения их строения и свойств. Применение различных методов быстрой закалки из расплава позволяет существенно улучшить механические свойства сплавов за счет увеличения растворимости легирующих элементов в твердых растворах, дробления структурных составляющих, образования метастабильных кристаллических и аморфных фаз [1]. Высокими механическими свойствами обладают быстрозакаленные сплавы в аморфном состоянии, которые по своим прочностным и триботехническим характеристикам могут весьма успешно конкурировать с широко распространенными высокопрочными сталями и сплавами [2].

Цель работы — изучение влияния состава аморфных сплавов на их триботехнические свойства и структурные превращения при трении.

Методика. Исследование проводилось на тонколистовых фольгах сплавов Fe–Ni–Si–В и Fe–В ($\delta = 0,1$ мм), полученных скоростной закалкой из расплава и имеющих аморфную структуру.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном $\text{CoK}\alpha$ излучении. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека PDF.

Триботехнические испытания проводили по схеме возвратно-поступательного перемещения на автоматизированном трибометре АТВП, оснащенный устройством для измерения коэффициента трения. Испытываемые фольги с размерами $0,1 \times 20 \times 90$ мм закреплялись в специальном держателе образца.

При испытаниях по поверхности фольги перемещалась торцевая поверхность цилиндрического контртела ($\varnothing 10$ мм), изготовленного из закаленной стали У8 ($HV = 7800$ МПа). Средняя скорость перемещения контртела составляла $\approx 0,1$ м/сек, амплитуда возвратно-поступательного движения — 30 мм. Номинальное давление составляло 1 МПа. Микротвердость измерялась при нагрузке 0,49 Н.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Микротвердость поверхности фольги сплава Fe–Ni–Si–В составляет $H_\mu = 8000 \dots 8200$ МПа, а сплава Fe–В: $H_\mu = 8500 \dots 9000$ МПа. На рис. 1, а

а Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого. Беларусь, 246746, г. Гомель, просп. Октября, 48.

б Белорусский национальный технический университет. Беларусь, 220027, г. Минск, просп. Независимости, 65.

в Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. Беларусь, 220072, г. Минск, ул. Академическая, 12.

+ Автор, с которым следует вести переписку. e-mail: v_kukareko@mail.ru.

приведена типичная рентгеновская дифрактограмма, полученная от поверхности фольги Fe–Ni–Si–B. На дифрактограмме регистрируются два размытых максимума, характерных для сплавов с аморфной структурой [3]. На рис. 1, б приведена микроструктура поверхности фольги Fe–Ni–Si–B.

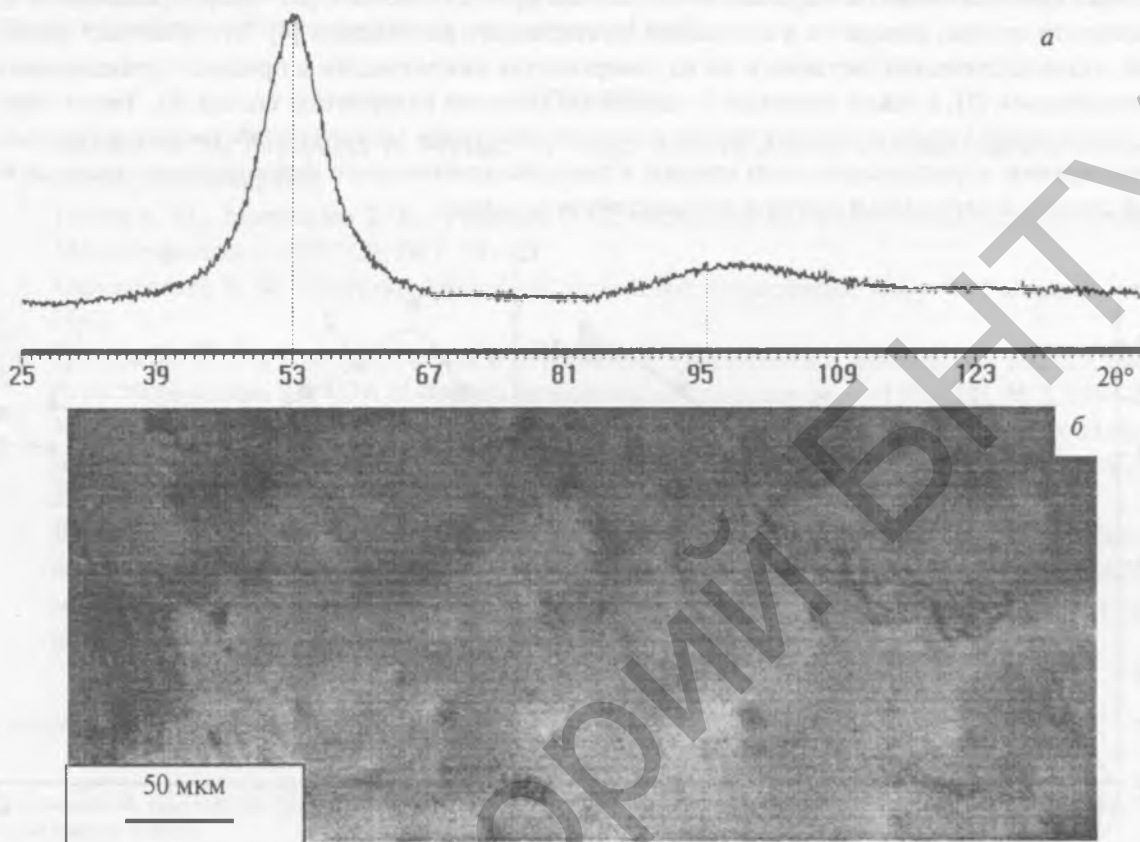


Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы ($CoK\alpha$) от поверхности фольги аморфного сплава Fe–Ni–Si–B (а); микроструктура поверхности сплава (б)

Результаты триботехнических испытаний фольг исследуемых сплавов представлены на рис. 2 и 3. Можно видеть, что весовой износ фольги сплава Fe–B быстро выходит на стадию установившегося изнашивания, где величина интенсивности изнашивания составляет $I_q \cong 30$ мкг/м. Коэффициент трения пары после всплеска на начальных стадиях испытаний ($f = 1,0 \dots 1,1$) далее снижается и выходит на уровень $f = 0,77 \dots 0,8$. Микротвердость поверхности трения составляет $H_\mu \cong 9000$ МПа. Данные структурных исследований продуктов изнашивания фольги из сплава Fe–B свидетельствуют о кристаллизации аморфной структуры сплава в процессе адгезионного взаимодействия контактирующих поверхностей и образовании частиц γ -Fe–B и Fe_2B (рис. 4). Период решетки частиц γ -Fe–B составляет $a = 0,3549$ нм, а размер частиц, определенный по величине уширения дифракционных линий, составляет ≈ 7 нм.

При испытании сплава Fe–Ni–Si–B весовой износ на начальных стадиях испытаний ($l = 150$ м) весьма незначителен ($I_q = 2$ мкг/м) (рис. 2). Увеличение продолжительности испытаний (до $l = 300$ м) приводит к быстрому увеличению интенсивности изнашивания до $I_q \cong 25$ мкг/м. Коэффициент трения трибопары сохраняется на уровне $f = 0,8$ (рис. 3). Микротвердость поверхности трения возрастает до $H_\mu = 9600 \dots 10000$ МПа. В продуктах изнашивания присутствуют наноразмерные частицы γ -Fe–Ni–Si–B с ГЦК решеткой. Период решетки γ -частиц составляет $a = 0,3556$ нм. Размер частиц – $D \cong 5$ нм.

Таким образом, данные триботехнических испытаний указывают на существенное различие в интенсивности изнашивания аморфных фольг из разных сплавов на начальных стадиях испытаний. Наличие инкубационного периода на кривой изнашивания сплава Fe–Ni–Si–B свидетельствует об особенностях структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях фольги из этого

сплава при трении. Можно полагать, что отличие в износостойкости исследуемых сплавов вызвано различной кинетикой образования кристаллических фаз в поверхностных слоях этих материалов. При этом необходимо иметь в виду, что выделяющиеся в аморфной матрице частицы кристаллических фаз вследствие более плотной упаковки в них атомов имеют сравнительно меньший удельный атомный объем. Вследствие этого частицы кристаллических фаз, сформировавшиеся на поверхности трения, находятся в состоянии всестороннего растяжения [4]. Это облегчает зарождение в кристаллических частицах и на их поверхностях микротрещин в процессе фрикционного взаимодействия [5], а также приводит к снижению вязкости разрушения сплава [6]. Таким образом, образование кристаллических частиц в аморфной матрице может способствовать ускоренному зарождению и распространению трещин в процессе адгезионного фрикционного взаимодействия сплава с контртелом и снижать износостойкость сплава.

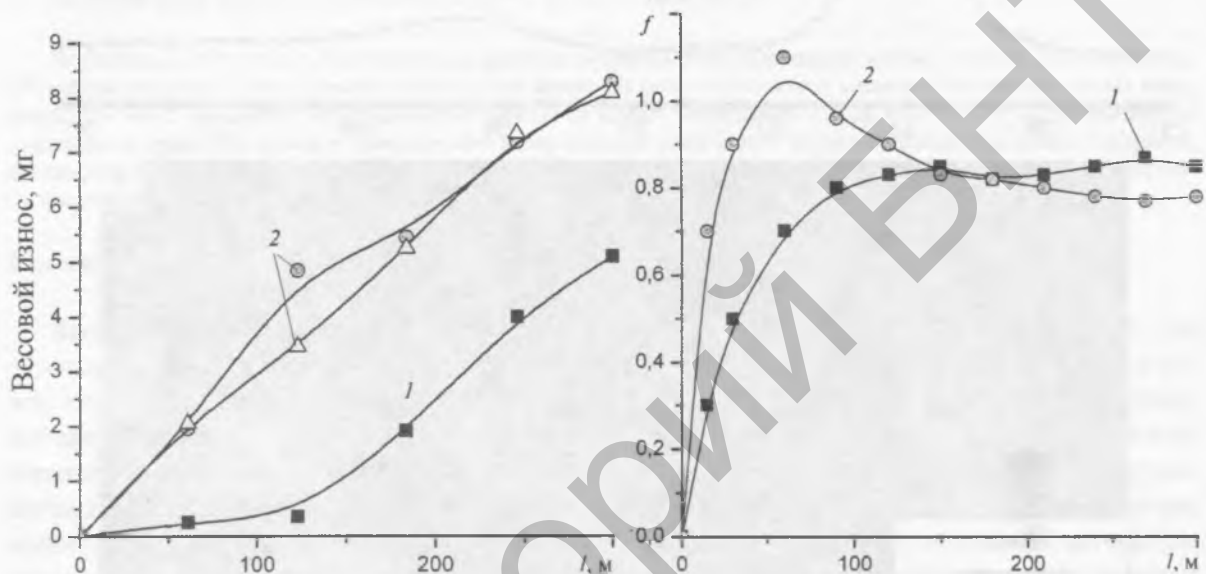


Рис. 2. Зависимость весового износа от пути трения для сплавов Fe-Ni-Si-B (1) и Fe-B (2) (трение без смазки, $p_a = 1,0$ МПа; контртело — закаленная сталь У8)

Рис. 3. Зависимость коэффициента трения от пути трения для сплавов Fe-Ni-Si-B (1) и Fe-B (2) (трение без смазки, $p_a = 1,0$ МПа; контртело — закаленная сталь У8)

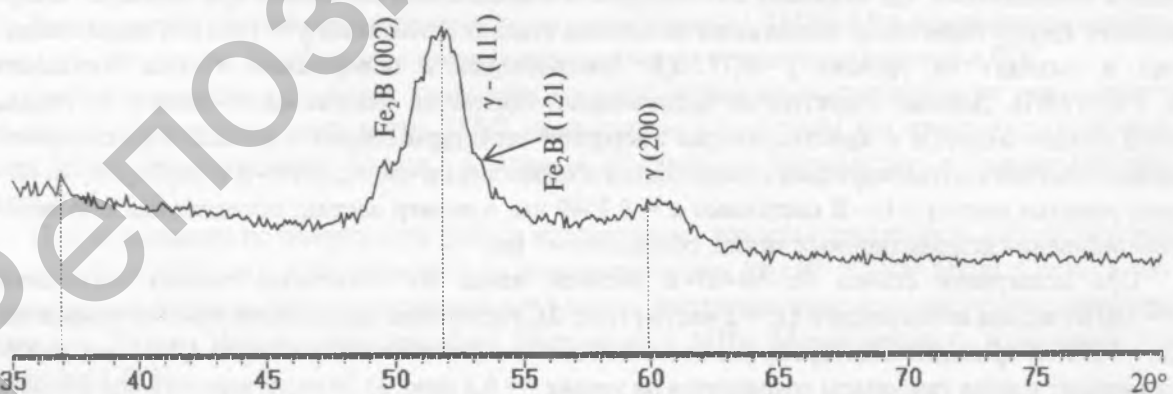


Рис. 4. Фрагменты рентгеновской дифрактограммы (CoK_{α}) от продуктов износа фольги аморфного сплава Fe-B

При этом можно полагать, что вследствие более высокой легированности сплава Fe-Ni-Si-B кинетика его кристаллизации при трении более замедлена, чем в сплаве Fe-B. Вследствие этого в сплаве Fe-Ni-Si-B регистрируется пониженный износ на начальных стадиях испытаний. После образования при трении в деформированном поверхностном слое сплава Fe-Ni-Si-B частиц кристаллических фаз интенсивность изнашивания сплава существенно увеличивается и приближается к уровню I_q для сплава Fe-B.

Выводы. Установлены существенные различия в интенсивности изнашивания аморфных фольг из различных сплавов на начальных стадиях испытаний. Показано, что наличие инкубационного периода на кривой изнашивания сплава Fe–Ni–Si–B свидетельствует об особенностях структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях фольги из данного сплава при трении. Установлено, что вследствие высокой легированности сплава Fe–Ni–Si–B кинетика его кристаллизации при трении более замедленна, чем в сплаве Fe–B.

Литература

1. Ефимов Ю. В., Варлимонт Г., Мухин Г. Г. и др. Метастабильные и неравновесные сплавы. — М.: Металлургия, 1988
2. Глезер А. М., Молотилов Б. В., Утевская О. Л. Механические свойства аморфных сплавов // Металлофизика. — 1983 (5), № 1, 29–45
3. Скрышевский А. Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. — М.: Высшая школа, 1980
4. Гитгарц М. И. Упругие напряжения и деформации в выделении и матрице при распаде твердого раствора сплава ЭИ 437А // Физика металлов и металловедение. — 1966 (22), № 2, 220–226
5. Кукареко В. А. Субмикроскопическая структура Ni–Cr дисперсионно-твердеющих сплавов и их триботехнические свойства в условиях адгезионного взаимодействия // Трение и износ. — 2003 (24), № 2, 192–202
6. Витязь П. А., Жорник В. И., Кукареко В. А., Камко А. И. Формирование износостойких поверхностных структур и механизм их разрушения при трении в среде смазочного материала, модифицированного ультрадисперсными алмазографитовыми добавками. Часть 2. Модель разрушения // Трение и износ. — 2006 (27), № 2, 196–200

Поступила в редакцию 12.01.2012.

Vereshchagin M. N., Goranskii G. G., and Kukareko V. A. Structure and Tribotechnology Properties of Amorphous Iron and Nickel-Based Alloys at Friction.

The structure and triboengineering properties of the amorphous iron and nickel-based alloys have been studied. The amorphous foils of various alloys have shown significant differences in the wear rate during the initial test stages. The presence of an incubation period on the wear curves of Fe–Ni–Si–B alloys is a proof to certain peculiarities of structural-and-phase transformations in the foil surface layers during friction. It was established that due to a high alloying degree, the Fe–Ni–Si–B alloy displays a slowed down crystallization kinetics in contrast to the Fe–B one during friction.

Keywords: friction, wear, alloy, hardening, melt, amorphization.