

УДК 669-426+54-161; 537.622.4; 539.37

Составы, получение, структура и свойства “толстых” ферромагнитных аморфных микропроводов

Т.Р.Чуева¹, В.В.Молоканов¹, В.Т.Заболотный¹, П.П.Умнов¹, Н.В.Умнова¹,
Е.Е.Шалыгина², А.Н.Шалыгин², А.М.Харламова²

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва
E-mail: molokano@imet.ac.ru

² Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова
E-mail: shal@magn.ru; chamag2202@gmail.com; anna@magn.ru
Поступила в редакцию 4 февраля 2013 г.

Из сплавов с высокой стеклообразующей способностью $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ методом Улитовского-Тейлора изготовлены “толстые” микропровода диаметром 50-200 мкм с удаленной стеклянной оболочкой. Прочные ($\sigma_B=3000$ МПа) аморфные микропровода обладают высокой пластичностью при изгибе и кручении, что обусловлено формированием на поверхности мелкой регулярной сетки полос сдвига. При упругом деформировании растяжением и кручением отмечено резиноподобное поведение (“gum metal”) микропроводов. Кристаллизация аморфных микропроводов происходит в две близкие по температуре стадии. С увеличением диаметра микропровода возрастают поле насыщения H_S , наклон петли гистерезиса и коэрцитивная сила H_C .

Ключевые слова: аморфный микропровод, кристаллизация, магнитные свойства, метод Улитовского-Тейлора, стеклообразующая способность, полосы сдвига.

“Thick” rapidly quenched microwires 50-200 μm in diameter without a glass coating were produced by Ulitovsky-Taylor method from $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ and $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ alloys with high glass-forming ability. The strong ($\sigma_B=3000$ MPa) amorphous microwires have a high bend and torsion plasticity due to formation a surface small regular grid of the shear bands. The rubber-like behavior (“gum metal”) of microwires is found to be taken place under elastic tensile and torsional deformation. Two-stage crystallization of amorphous microwires is ascertained. The slope of hysteresis loop and values of saturation field H_S and coercive force H_C are risen with increase of microwire diameter.

Keywords: amorphous microwire, crystallization, magnetic properties, Ulitovsky-Taylor method, glass-forming ability, shear bands.

Введение

“Толстые” аморфные Fe-Co микропровода в стеклянной оболочке, полученные закалкой расплава методом Улитовского-Тейлора, обладают уникальным сочетанием высоких магнитных и прочностных свойств [1-3]. Такие микропровода могут служить силовыми элементами в различных функциональных материалах, основой высокочувствительных датчиков

напряжений и слабых магнитных полей, использоваться при разработке нового класса материалов — стресс-композитов [4]. Использование стресс-композитов в ответственных конструкциях позволяет осуществлять мониторинг уровня действующих в них механических напряжений, что существенно повышает безопасность эксплуатации объектов. В этой связи исследования и разработки с целью получения “толстых” аморфных ферромагнитных микро-

проводов представляет несомненный научный и практический интерес.

Ранее на основе сравнительного анализа механизмов кристаллизации аморфных сплавов в двойной системе $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{-Co}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ [5] и тройной системе $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{-Co}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{-Ni}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ [6] была определена область составов $[\text{Co}_{100-x-y}\text{Fe}_x\text{Ni}_y]_{0,75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ ($x \leq 60\%$, $y \leq 20\%$), перспективных для изготовления “толстых” ($d_{\text{жила}} \geq 50$ мкм) пластичных аморфных микропроводов. В качестве перспективных были выбраны два состава $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ с благоприятным соотношением стадий кристаллизации и различным по знаку магнитоупругим эффектом Виллари. Предварительные эксперименты показали возможность получения на их основе пластичных аморфных микропроводов с $d_{\text{жила}} \geq 80$ мкм [6].

Целью данной работы было получение методом Улитовского-Тейлора серии быстрозакаленных микропроводов различного диаметра из этих сплавов и исследование их структуры, механических и магнитных свойств.

Методика эксперимента

В исходные базовые составы $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ дополнительно вводили небольшое количество Cr для повышения стабильности процесса получения микропроводов методом Улитовского-Тейлора. Прекурсоры сплавов выбранных составов в виде стержней диаметром 4 мм получали в вакуумной печи сопротивления методом плавки [7] из элементов и лигатур промышленной чистоты. Соответствие прекурсоров заданному составу контролировали методом химического анализа.

Из прекурсоров каждого состава была получена серия быстрозакаленных микропроводов в стеклянной оболочке с диаметром металлической жилы от 50 до 200 мкм и быстрозакаленные спинингованные ленты толщиной 20 мкм и шириной 5 мм.

Микропровода в стеклянной оболочке получали методом Улитовского-Тейлора [8] на лабораторной установке позволяющей осуществлять непрерывный контроль и поддержание основных параметров процесса — температуры расплава, температуры закалочной струи, скоростей перемещения стеклотрубки и стержня прекурсора, скоростей вытяжки и раскладки, диаметра микропровода. Использование широкого барабана диаметром 0,25 м позволяло осуществлять различные варианты градиентной раскладки (рис.1). Параметры процесса вытяжки микропроводов выбирались на основании результатов ранее проведенных экспериментов [6].



Рис.1. Пример градиентной раскладки микропровода на барабане.

На лабораторной установке [9] стеклянную оболочку микропроводов удаляли, после чего определяли их пластичность по технологической пробе на способность к формированию полного узла без разрушения [10]. Соответствие быстрозакаленных микропроводов аморфному состоянию контролировали методами термического и рентгеноструктурного анализов (РСА).

Геометрические параметры микропроводов, состояние поверхности, вид узла и излома исследовали методами растровой электронной (РЭМ) и оптической микроскопии (ОМ). Фрактографические исследования боковой поверхности и изломов микропроводов проводились в РЭМ в режиме вторичных электронов.

Процесс кристаллизации исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при непрерывном нагреве со скоростью $20^\circ\text{C}/\text{мин}$ на микрокалориметре Setaram Setsys Evolution. Структуру фаз после различных стадий кристаллизации изучали методом РСА на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН-4-07 с использованием монохроматизированного Co K_α -излучения.

Приповерхностные магнитные свойства образцов изучали с помощью магнитооптического микромагнетометра [11]. Объемные магнитные характеристики образцов измерялись на вибрационном магнитометре с чувствительностью 10^{-6} Гс·см³.

Исследования магнитоупругого поведения микропроводов при приложении растягивающих напряжений или напряжений кручения проводили на лабораторном стенде на образцах длиной 700 мм. В состав стенда входит датчик, соединенный с генератором поля накачки, цифровой осциллограф и компьютер. Цилиндрический датчик диаметром 7 мм свободно перемещается по направляющей

вдоль образца микропровода и анализирует собственные электромагнитные колебания, возбуждаемые в образце внешним переменным ($f=1$ кГц) магнитным полем. При этом фиксируется изменение амплитуды сигнала перемагничивания под действием приложенных напряжений (эффект Виллари).

Результаты и обсуждение

Внешний вид полученных микропроводов представлен на рис.2а. Методами ОМ и РЭМ установлено, что все микропровода имеют стабильные геометрические параметры, и отклонение по диаметру на длине 1 м не превышает 2 мкм. Микропровода имеют гладкую блестящую поверхность и не содержащую заметных дефектов. Технологическая проба на способность к формированию узла показала, что полный узел может быть получен для микропроводов из сплава $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ диаметром до 90 мкм, а для микропроводов из сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ — диаметром до 140 мкм (рис.2б). Основываясь на этих оценках пластичности, для дальнейших исследований были выбраны микропровода из сплава $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$

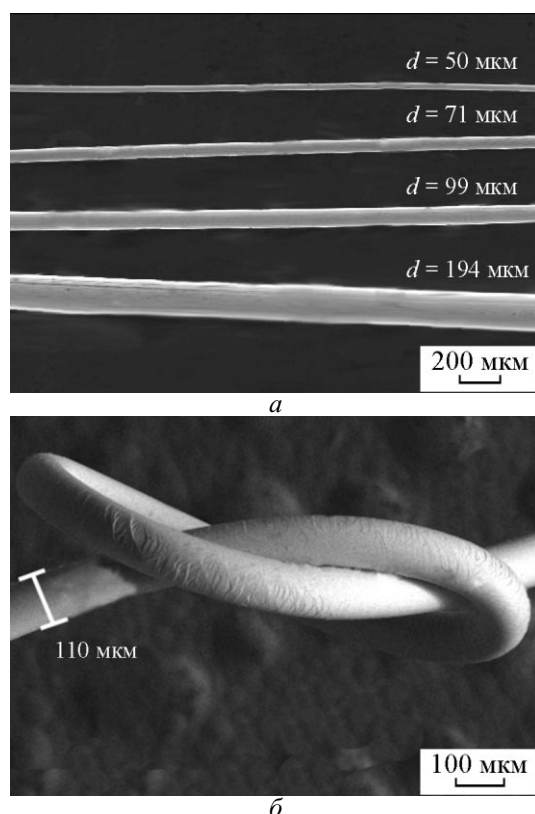


Рис.2. Серия микропроводов различного диаметра с удаленной стеклянной оболочкой (а) и узла из микропровода с диаметром жилы $d_{\text{ж}}=110$ мкм из сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (б).

диаметром от 50 до 100 мкм и микропровода из сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ диаметром от 50 до 150 мкм.

На рис.3 приведены ДСК-термограммы исследованных сплавов. Как видно, их кристаллизация протекает в две близкорасположенные стадии, величина тепловыделения в которых также близка. Температура начала кристаллизации обоих сплавов достаточно высока и составляет $T_x=510^\circ\text{C}$ для сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (рис.3а), и $T_x=525^\circ\text{C}$ для сплава $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (рис.3б). Температурный интервал между пиками кристаллизации $\Delta T_p=T_{p2}-T_{p1}$ для этих сплавов составляет 37 и 26°C соответственно.

Все пластичные микропровода являются полностью аморфными. При увеличении диаметра микропроводов заметного снижения термической стабильности сплавов, величины тепловых эффектов и изменения температурного интервала между пиками кристаллизации обнаружено не было.

РСА также показал наличие 100% аморфной фазы в пластичных микропроводах разного состава (рис.4). Как видно, на первой стадии кристаллизации в обоих сплавах образуется твердый раствор кубической симметрии. В сплаве $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ выделяющаяся фаза является неустойчивой и претерпевает частичный распад (рис.4а). Сопоставление с данными ДСК анализа дает основание полагать, что полнота распада контролируется степенью экзотермического воздействия второй стадии на процесс кристаллизации первой стадии. Вторая стадия кристаллизации в сплаве $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ сопровождается выделением фазы Fe_2B , а в сплаве $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ — образованием смеси фаз со структурой типа А1 и В2.

Полученные ранее экспериментальные данные [5,6] показывают, что сплавы данного состава обладают наиболее высокой стеклообразующей способностью (COC) в системе $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{-Co}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$

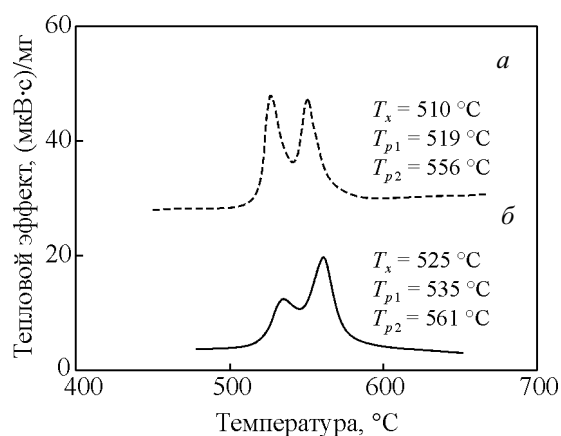


Рис.3. ДСК-термограммы быстрозакаленных микропроводов из сплавов $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (а) и $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (б).

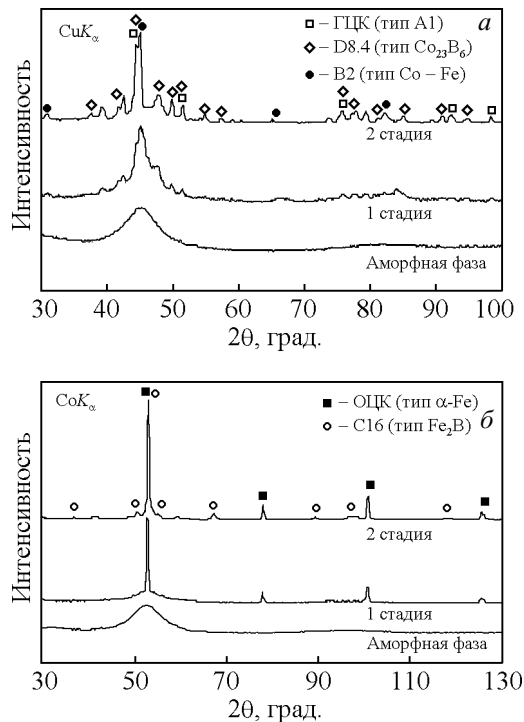


Рис.4. Рентгеновские спектры микропроводов из сплавов $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (а) и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (б) в исходном состоянии и после различных стадий кристаллизации.

$\text{Ni}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$. Обычно высокую СОС объясняют наличием в расплаве кластеров фаз-стеклообразователей с определенными типами решеток [12-14]. При нагреве аморфного сплава с высокой СОС фиксируется широкий температурный интервал устойчивости переохлажденной жидкости $\Delta T=60-120^\circ\text{C}$ с последующей кристаллизацией фазы-стеклообразователя по полиморфному механизму [15-17]. Ранее [18-23] было установлено, что фазы-стеклообразователи для группы ферромагнитных сплавов с высокой СОС имеют структуру фаз Лавеса (тип MgZn_2), τ -фазы (тип $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$) и Fe_3P . Однако результаты РСА показали, что процесс кристаллизации исследуемых “толстых” аморфных микропроводов происходит без участия фаз-стеклообразователей. Данные ДТА и РСА позволяют предположить, что вместо ожида-

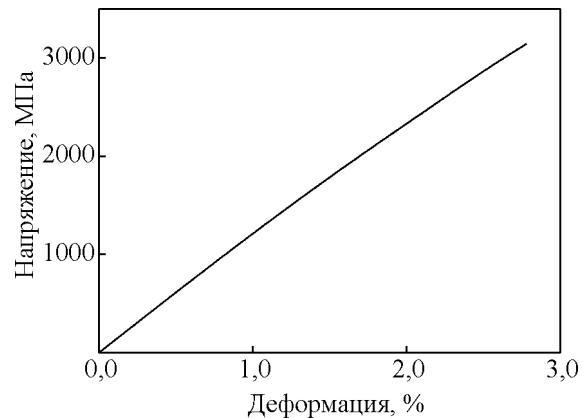


Рис.5. Типичный вид кривой растяжения “толстых” пластичных аморфных микропроводов.

емого процесса упорядочения в расплаве происходит процесс расслоения. Полученные микропровода содержат две близкие по составу аморфные фазы, образовавшиеся в результате замораживания исходной расслоившейся жидкости в условиях адиабатического сжатия расплава стекляннной оболочкой. Достижимое за счет расслоения благоприятное соотношение вязкостей расплава и стекла позволяет проводить процесс совместной вытяжки в узком температурном интервале технологического окна $\Delta T=50^\circ\text{C}$, что обеспечивает возможность получения “толстых” аморфных микропроводов. Можно предположить, что в нашем случае СОС является не свойством расплава, а результатом благоприятного сочетания термодинамических (реакция расслоения, вязкость, давление оболочки, температура) и кинетических (скорость совместной вытяжки, скорость закалки) факторов.

Результаты сравнительных исследований механических свойств сплавов $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, полученных в виде аморфных микропроводов диаметром 90 мкм и аморфных лент, представлены в табл. 1. Там же приведены данные по свойствам высокопрочного стального кристаллического микропровода К17Н9М14 диаметром 100 мкм. Как видно, прочность микропроводов на растяжение в 1,5-3 раза выше, чем прочность лент того же состава,

Таблица 1

Механические свойства микропроводов и лент из исследованных сплавов			
Сплав	Образец	Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	Модуль Юнга E , ГПа
$\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$	лента	1750-1850	120
	микропровод	2900-3000	130
$\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$	лента	800-1000	100
	микропровод	3000-3100	100
Сталь К17Н9М14	микропровод	2500	210

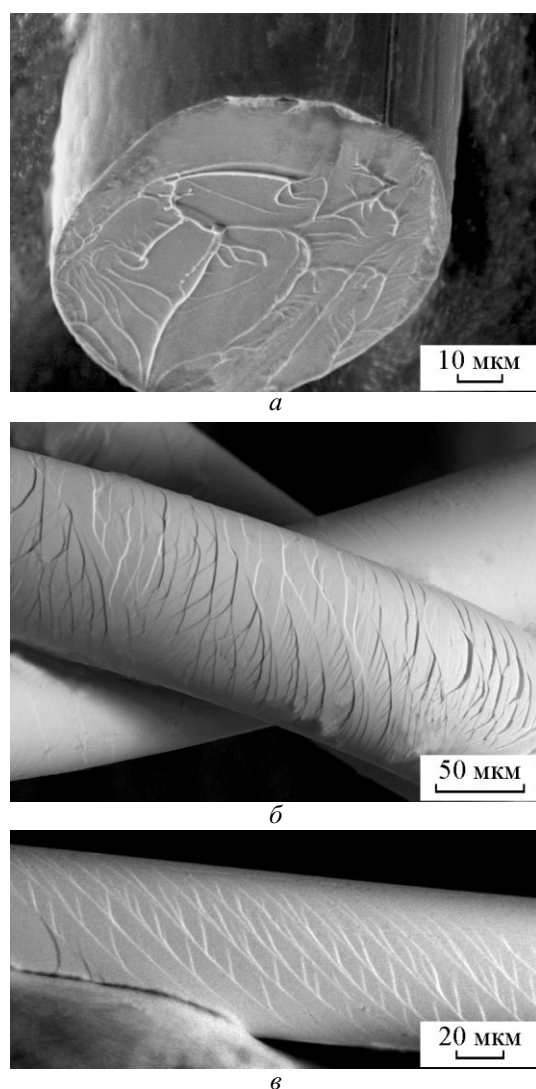


Рис.6. РЭМ-изображение излома микропровода из сплава Co₇₁Fe₄Si₁₀B₁₅ диаметром 90 мкм (а), внешней поверхности микропровода из сплава Fe₃₁Co₃₄Ni₁₀Si₁₀B₁₅, стянутого в узел (б), и поверхности микропровода из сплава Fe₃₁Co₃₄Ni₁₀Si₁₀B₁₅ после пластической деформации кручением (в).

и превышает прочность стального микропровода. Кривая растяжения “толстого” аморфного микропровода сохраняет вид, близкий к линейному, вплоть до разрушения (рис.5).

Установлено, что аморфные микропровода обладают высокими упругими свойствами при кручении. Образцы можно упруго деформировать кручением на 90-100 оборотов на длине 1 м без появления следов пластической деформации. Модуль упругости аморфных микропроводов ниже, чем у кристаллических Fe-Co аналогов. В отличие от кристаллических микропроводов, аморфные сохраняют

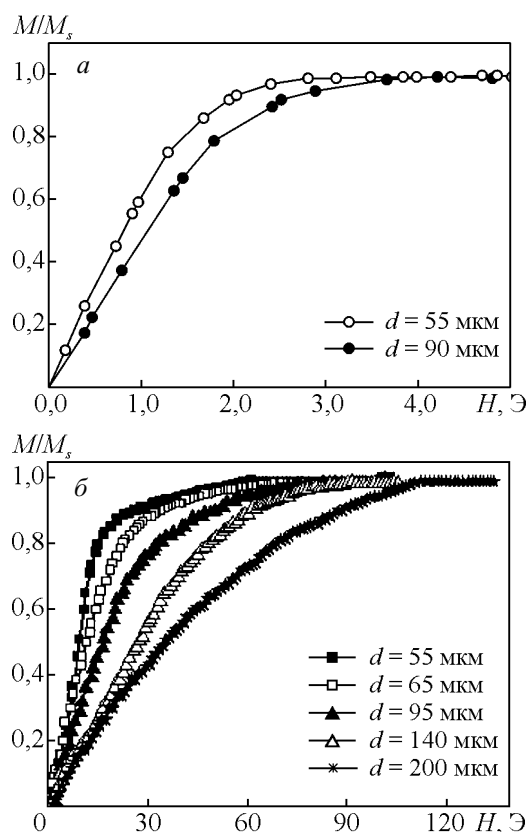


Рис.7. Приповерхностные локальные кривые намагничивания микропроводов из сплавов Co₇₁Fe₄Si₁₀B₁₅ (а) и Fe₃₁Co₃₄Ni₁₀Si₁₀B₁₅ (б), полученные на магнитооптическом магнетометре при регистрации магнитооптического сигнала с участка поверхности площадью 1r0,01 мм² в магнитном поле, приложенном параллельно микропроводу.

способность к упругому деформированию при растяжении и кручении при приложении нагрузок, близких к пределу прочности. Все это позволяют отнести аморфные микропровода к группе сплавов с резиноподобным поведением, так называемым “gum metal” [24].

Для исследованных “толстых” аморфных микропроводов характерен вязкий венозный характер излома, отличающийся наличием крупных и редких магистральных вен (рис.6а). Из данных РЭМ следует, что высокая пластичность аморфных микропроводов при изгибе, позволяющая образовывать полный узел при стягивании, обусловлена формированием сетки полос сдвига на поверхности микропровода (рис.6б). Основные ячейки этой мелкой регулярной сетки располагаются под углом 45° к продольной оси микропровода с шагом ~10 мкм (рис.6в).

Измерения приповерхностных и объемных магнитных характеристик аморфных микропроводов разного диаметров показали, что значения поля

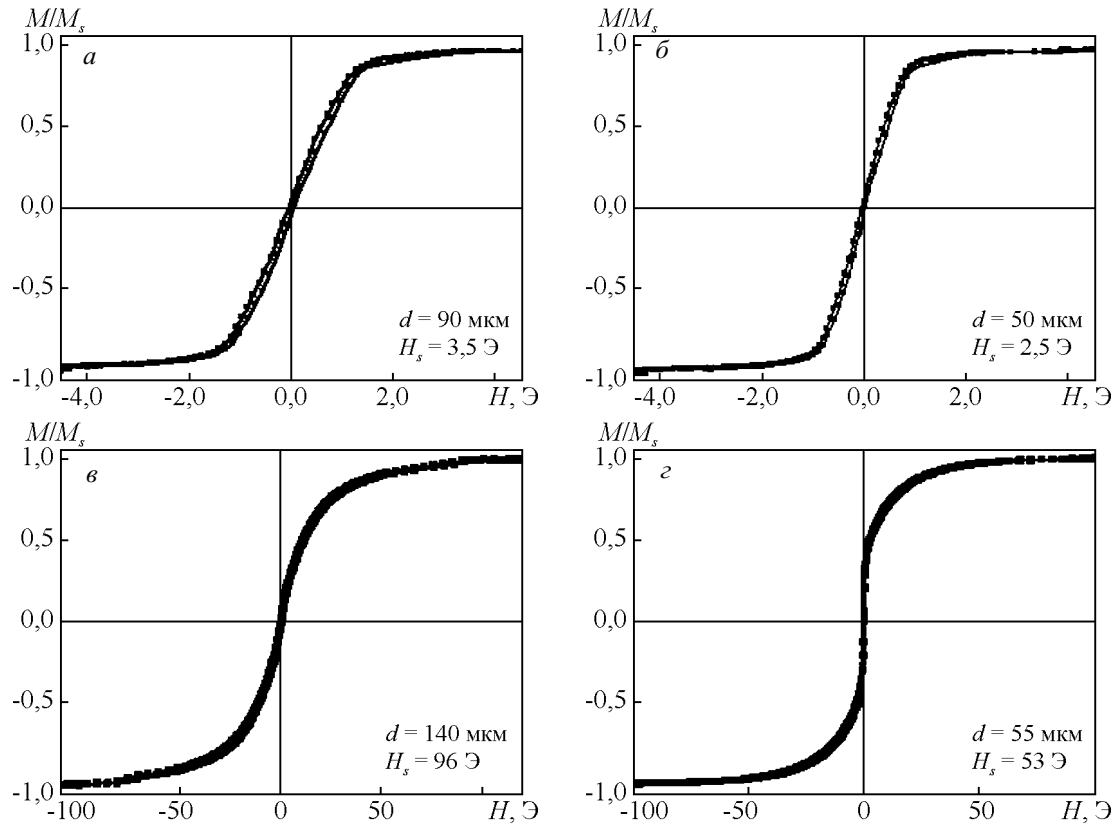


Рис.8. Объемные петли гистерезиса микропроводов из сплавов $\text{Co}_{71}\text{Fe}_4\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (а, б) и $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ (в, г) в магнитном поле, приложенном параллельно микропроводу.

насыщения H_s и коэрцитивной силы H_c как в объеме, так и на поверхности микропроводов увеличиваются с ростом их диаметра (рис.7, 8). Экспериментальные зависимости $H_s(d)$ и $H_c(d)$ можно объяснить усилением влияния макроскопического размагничи-

вающего фактора на магнитные свойства образцов [25].

Увеличение поля насыщения позволяет расширить диапазон нагрузок, поддающихся регистрации, что может иметь важное практическое значение при использовании высокопрочных микропроводов больших диаметров в качестве сенсоров напряжений.

Были исследованы особенности магнитоупругого поведения аморфных микропроводов при различных деформационных воздействиях. Магнитооптические измерения петель гистерезиса для микропроводов различного диаметра, подвергнутых упругой деформации кручения, позволили получить зависимость коэрцитивной силы от приложенного напряжения. После закручивания микропровода на 4 рад./см было обнаружено пятикратное снижение коэрцитивной силы (рис.9).

На рис.10 представлены зависимости амплитуды сигнала перемагничивания для микропроводов из разных сплавов с диаметром жилы 90 мкм от величины растягивающих напряжений (эффект Виллари). Как видно, для сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$

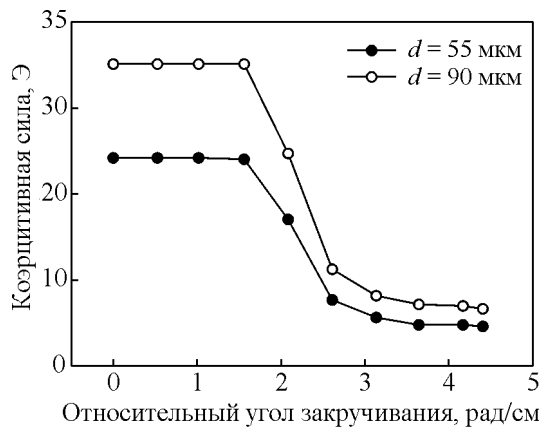


Рис.9. Зависимость коэрцитивной силы H_c от относительного угла закручивания для микропроводов различного диаметра из сплава $\text{Fe}_{31}\text{Co}_{34}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$.

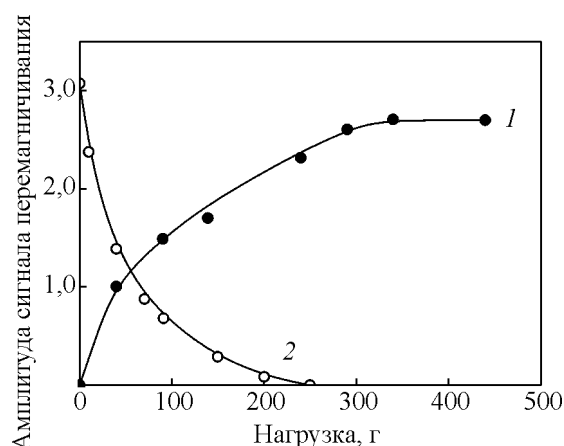


Рис.10. Зависимость амплитуды сигнала перемангнитывания от упругих растягивающих напряжений для микропроводов из сплавов $Fe_{31}Co_{34}Ni_{10}Si_{10}B_{15}$ (1) и $Co_{71}Fe_4Si_{10}B_{15}$ (2).

амплитуда сигнала растет, а для сплава $Co_{71}Fe_4Si_{10}B_{15}$ — плавно снижается.

Полученные результаты свидетельствуют, что магнитные свойства аморфных микропроводов можно значительно повысить путем их упругой деформации без использования традиционной высокотемпературной термомагнитной обработки, приводящей к необратимому охрупчиванию сплавов.

Выводы

1. Методом Улитовского-Тейлора из сплавов $Fe_{31}Co_{34}Ni_{10}Si_{10}B_{15}$ и $Co_{71}Fe_4Si_{10}B_{15}$ получены “толстые” пластичные микропровода без стеклянной оболочки с диаметрами металлической жилы $d_{ж}=50-140$ мкм. Микропровода имеют стабильные геометрические параметры и гладкую блестящую поверхность.

2. Полученные микропровода характеризуются высокими прочностными (3000 МПа) и упругими (“gum metal”) свойствами. Пластическая деформация микропроводов протекает за счет образования на их поверхности мелкой регулярной сетки полос сдвига. Поверхность излома микропроводов характеризуется наличием крупных редких магистральных вен.

3. Кристаллизация аморфных микропроводов при нагреве происходит в две близкие по температуре и величине тепловыделения стадии без образования фаз-стеклообразователей. Отмечено, что высокая стеклообразующая способность “толстых” микропроводов обусловлена благоприятным сочетанием термодинамических (реакция расслоения, вязкость, давление оболочки, температура) и кинетических

(скорость совместной вытяжки, скорость закалки) факторов.

4. С увеличением диаметра микропроводов их магнитные свойства значительно изменяются: возрастают наклон петли гистерезиса, а также значения поля насыщения H_s и коэрцитивной силы H_c .

5. Обнаружено, что в “толстых” аморфных микропроводах уровень и вид приложенных внешних напряжений может контролироваться величиной коэрцитивной силы и магнитоупругим эффектом Виллари.

Литература

1. Zhukova V., Umnov P., Molokanov V., Shalygin A.N., Zhukov A. Studies of magnetic properties of amorphous microwires produced by combination of by quenching, glass removal and drawing techniques. Key Engineering Materials, 2012, v.495, p.280-284.
2. Мохирев И.И., Чуева Т.Р., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Умнова Н.В., Молоканов В.В. Прочностные и пластические свойства протяжённых аморфных проводов из Co-сплава, полученных с использованием различных методов быстрой закалки расплава. Деформация и разрушение, 2010, №7, с.31-35.
3. Шалыгина Е.Е., Умнова Н.В., Умнов П.П., Молоканов В.В., Самсонова В.В., Шалыгин А.Н., Рожновская А.А. Особенности магнитных свойств “толстых” микропроводов, полученных методом Улитовского-Тейлора. ФТТ, 2012, т.54, вып.2, с.271-276.
4. Faxiang Qin, Hua-Xin Peng. Ferromagnetic microwires enabled multifunctional composite materials. Progress in Materials Science, 2013, v.58, p.183-259.
5. Чуева Т.Р., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Умнова Н.В., Молоканов В.В. Условия формирования “толстых” пластичных аморфных Fe-Co микропроводов в системе $Fe_{75}Si_{10}B_{15}-Co_{75}Si_{10}B_{15}$. Перспективные материалы, 2014, №1, с.49-54.
6. Чуева Т.Р., Молоканов В.В., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Умнова Н.В. Формирование “толстых” пластичных аморфных ферромагнитных микропроводов, полученных методом Улитовского-Тейлора, в системе $Fe_{75}Si_{10}B_{15}-Co_{75}Si_{10}B_{15}-Ni_{75}Si_{10}B_{15}$. Перспективные материалы, 2014, №3, с. 34 – 39.
7. Молоканов В.В., Шалыгин А.Н., Петржик М.И., Михайлова Т.Н., Филиппов К.С., Кашин В.И., Свиридова Т.А., Дьяконова Н.П. Влияние состояния расплава на стеклообразующую способность, структуру и свойства быстрозакаленных литых стержней объемного аморфного сплава на основе железа. Перспективные материалы, 2003, №3, с.10-16.
8. Larin V.S., Torcunov A.V., Zhukov A., Gonzalez J., Vazquez M., Panina L. Preparation and properties of glass-coated microwires. J.Magn.Magn.Mater., 2002, v.249, iss.1-2, p.39-45.
9. Умнов П.П., Шалимов Ю.С., Шалыгин А.Н., Филиппов А.В. Способ изготовления проволоки из аморфного

- сплава. Патент РФ №2430443. Заявка 20.10.2009. Опубл. 27.04.2011.
10. Умнов П.П., Молоканов В.В., Куракова Н.В., Шалыгин А.Н., Гришин В.Н., Колмаков А.Г., Ковнеристый Ю.К. Дефекты и их влияние на физико-механические свойства композиционного микропровода аморфная металлическая жила-стеклянная оболочка. Деформация и разрушение материалов, 2007, №10, с.40-46.
 11. Шалыгина Е.Е., Комарова М.А., Молоканов В.В. Магнитооптическое исследование Со-обогащенных аморфных микропроволок. ЖЭТФ, 2002, т.122, вып.3(9), с.593-599.
 12. Петржик М.И., Молоканов В.В. Пути повышения стеклообразующей способности металлических сплавов. Изв.РАН, сер. Физическая, 2001, т.65, №10, с.1384-1389.
 13. Molokanov V.V., Chebotnikov V.N. Quasicrystals and amorphous alloys in Ti-Zr-Ni system: Glassforming ability, structure and properties. J.Non-Crystal.Solids, 1990, v.117-118, part 2, p.789-792.
 14. Koch C.C., Cavin O.B., McKamey C.G., et al. Preparation of amorphous $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ by mechanical alloying. J.Appl. Lett., 1983, v.43, No.11, p.1017-1019.
 15. Inoe A., Wang X.M. Bulk amorphous FC20 (Fe-Si-B) alloys with small amount of B and thin crystallized structure and mechanical properties. Acta Mater., 2000, v.48, p.1383-1395.
 16. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. Acta mater., 2000, v.48, p.279-306.
 17. Schlorke N., Eckert J., Schultz L. Thermal and magnetic properties of bulk glass forming Fe-Al-P-C-B-(Ga) alloys. J.Phys.D: Appl.Phys., 1999, v.32, p.855-861.
 18. Дьяконова Н.П., Захарова Е.А., Молоканов В.В., Петржик М.И., Свиридова Т.А. Формирование аморфного состояния в сплаве с высокой стеклообразующей способностью $\text{Fe}_{61}\text{Co}_7\text{Zr}_{10}\text{Mo}_5\text{W}_2\text{B}_{15}$ методами механического сплавления и закалки расплава. Перспективные материалы, 2002, №5, с.46-53.
 19. Молоканов В.В., Шалыгин А.Н., Петржик М.И., Михайлова Т.Н., Филиппов К.С., Дьяконова Н.П., Свиридова Т.А., Захарова Е.А. Новый объемно-аморфизируемый сплав на основе железа: выбор состава, получение, структура и свойства. Перспективные материалы, 2003, №1, с.1-8.
 20. Молоканов В.В., Шалыгин А.Н., Петржик М.И., Михайлова Т.Н., Филиппов К.С., Кашин В.И., Свиридова Т.А., Дьяконова Н.П. Влияние состояния расплава на стеклообразующую способность, структуру и свойства быстрозакаленных литых стержней объемного аморфного сплава на основе железа. Перспективные материалы, 2003, №3, с.10-16.
 21. Diakonova N.P., Sviridova T.A., Zakharova E.A., Molokanov V.V., Petrzhik M.I., Formation of amorphous state in bulk glass-forming Fe-based and Zr-based alloys by mechanical alloying. J.Metastab.Nanocryst.Mater., 2003, v.15-16, p.673-678.
 22. Чуева Т.Р. Влияние способов аморфизации объемного аморфного сплава $\text{Fe}_{72}\text{Al}_5\text{Ga}_2\text{C}_6\text{B}_4\text{P}_{10}\text{Si}_1$ на механизм кристаллизации. Перспективные материалы, Спец. выпуск. Доклад на V ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов, 2008, с.371-375.
 23. Lad'yarov V.I., Sterkhova I.V., Kamaeva L.V., Chueva T.R., Molokanov V.V. On the solidification of the $\text{Fe}_{50}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ bulk-amorphized alloy. J.Non-Cryst.Solids, 2010, v.356, iss.2, p.65-71.
 24. Saito T., Furuta T., Hwang J.-H., Kuramoto S., Nishino K., Suzuki N., et al. Multi functional titanium alloy "Gum Metal". Mater.Sci.Forum, 2003, v.426-432, iss.1, p.681-688.
 25. Nderu J.N., Shinokawa Y., Yamasaki J., Humphrey F.B., Ogasawara I., Dependence of magnetic properties of $(\text{Fe}_{50}\text{Co}_{50})_{78}\text{Si}_{7}\text{B}_{15}$ amorphous wire on the diameter. IEEE Trans.Magn., 1996, v.32, p.4878-4880.