

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО - МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОКОМПОЗИТА Cu - Fe

*Б.И. Шаповал, В.М. Ажажа, В.М. Аржавитин, И.Б. Доля, В.Я. Свердлов,
М.А. Тихоновский, В.Г. Яровой*

*Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт",
61108, г. Харьков, Украина, ул. Академическая, 1, E-mail: vasil@kipt.kharkov.ua (to: AR)*

Мікрокомпозит складу Cu-30% Fe одержували виплавою сплаву з наступним пластичним деформуванням злитка до високих ступенів витяжки. Вивчалася структура злитка, а також поведження міцності σ_b , пластичності δ і питомого електроопору ρ у залежності від величини деформації при переділі злитка у дріт. Методом температурозалежного внутрішнього тертя $Q^{-1}(T)$ визначений інтервал структурної стійкості мікрокомпозиту, а також хід температурної залежності модуля пружності $E(T)$. Викладено розуміння щодо можливостей технічного використання мікрокомпозитів мідь - залізо.

Микрокомпозит состава Cu-30% Fe получали выплавкой сплава с последующим пластическим деформированием слитка до высоких степеней вытяжки. Изучалась структура слитка, а также поведение прочностных σ_b , пластичности δ и удельного электросопротивления ρ в зависимости от величины деформации при переделе слитка в провод. Методом температурно-зависимого внутреннего трения $Q^{-1}(T)$ определен интервал структурной устойчивости микрокомпозита, а также ход температурной зависимости модуля упругости $E(T)$. Изложены соображения относительно возможностей технического использования микрокомпозитов медь-железо.

Microcomposite Cu - 30 % Fe has been produced by melting of the alloy with subsequent plastic deformation of an ingot at high cross-section areas reduction. The structure of an ingot, and also behavior of strength σ_b , plasticity δ and specific electroresistance ρ as a function of deformation degree was studied. The interval of structural stability of the microcomposite and a temperature dependence of the module of elasticity $E(T)$ was determined by the method of internal friction $Q^{-1}(T)$. The opportunities of technical uses of copper-iron microcomposites are discussed.

Введение

Двойные системы с ограниченной растворимостью (Cu - Nb, Cu - Fe и др.), не имеющие интерметаллических соединений, представляют значительный интерес для разработки материалов с улучшенными свойствами. Выплавляемые на их основе сплавы определённого состава, когда содержание одного из компонентов заведомо превышает предел его растворимости во втором, дают возможность получения сравнительно простым способом материалов с весьма высокими физическими и механическими характеристиками, что недостижимо для случая однофазного материала. Так сверхпроводящий сплав Cu - 25% Nb в процессе передела исходного слитка в полуфабрикат (проволока, лента, фольга и прочее) превращается в типичный композит в виде медной матрицы, армированной мелкодисперсными лентообразными включениями ниобия [1]. На конечных стадиях деформации, где включения ниобия имеют толщину несколько сотен ангстрем, такой микрокомпозит имеет токонесущую способность на несколько порядков выше, чем исходный слиток [2]. Прочность при этом достигает значений прочности медных "усов" [1], что в совокупности позволяет говорить о таком микрокомпозите как о качественно новом материале.

В настоящем сообщении приводятся данные

мы Cu - Fe. Изучались прочностные, пластические, упругие (E) и неупругие (Q^{-1}) свойства, а также удельное электросопротивление проволоки состава Cu - 30 мас.% Fe.

Ранее Бевк и сотрудники [3] исследовали магнитные характеристики композита аналогичного состава с точки зрения его использования в магнитопроводах. Работы, где бы исследовались бы другие физические, а также механические свойства, авторам не известны.

Образцы и методика измерений

В качестве исходных материалов использовались медь чистотой 99,99% и железо чистотой 99,6%. Выплавка исходных слитков производилась в графитовых тиглях в атмосфере аргона. Направленная кристаллизация сплавов проводилась в устройстве, аналогичном описанному в [4], с осевым градиентом температуры ~ 250 град/см при скорости кристаллизации 10 м/ч. Полученные слитки диаметром ~ 30 мм, предварительно отожжённые в высоком вакууме при $T = 950^\circ\text{C}$ в течение трёх часов, очехловывались медью и выдавливались при температуре 950°C в прутки диаметром 10 мм. Прутки деформировались на холоду в проволоку, используя промежуточные отжиги при 650°C в течение трёх часов через каждые 50...70% деформации.

Микроструктуру слитков изучали с помощью оптических микроскопов МИМ-8М и МИМ-4. Характеристики механических свойств получали методом испытания на растяжение в машине типа 1231 - У10 при скорости движения активного захвата 1 мм/мин. Внутреннее трение и модуль упругости измеряли с использованием ранее описанной методики [5]. Удельное электросопротивление измеряли по четырёхточечной схеме при комнатной температуре.

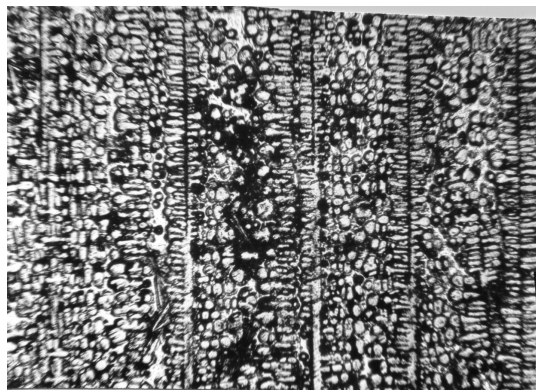


Рис. 1. Микроструктура исходного слитка состава Cu – 30 мас.% Fe. Увеличение x200

Микроструктура слитка показана на рис. 1, на котором видно направленное расположение осей первого порядка дендритов железа.

Результаты и их обсуждение

Вид зависимостей $\sigma_b(\eta)$ и $\delta(\eta)$ представлен на рис.2, где $\eta = \ln S_0/S_i$; S_0 - площадь поперечного сечения исходного слитка; S_i - площадь поперечного сечения проволоки в процессе пластической деформации.

Как видно, прочность σ_b с повышением степени деформации η немонотонным образом возрастает от 16 кг/мм² в исходном состоянии до ~ 200 кг/мм² на конечном диаметре. Пластичность δ соответственно снижается от 17 до 1,5%. Не вдаваясь в подробности обсуждения механизмов, задающих форму кривой $\sigma_b(\eta)$, отметим, что упрочнение в общем определяется снижением подвижности дислокаций, заблокированных разветвлёнными границами раздела, что подтверждается данными внутреннего трения (см. ниже). Загиб кривой при высоких степенях деформации свидетельствует, по-видимому, о появлении нарушений сплошности (микротрещины) в сечении проволоки. Следует отметить, что полученная зависимость в общем типична для композитов [1], что свидетельствует об общности определяющих её механизмов, в частности, для систем Cu - Nb и Cu - Fe.

Вид диаграммы растяжения проволоки с $\eta = 6$ показан на рис.3. Отметим характерный излом на кривой в квазиупругой области и некоторый аналог

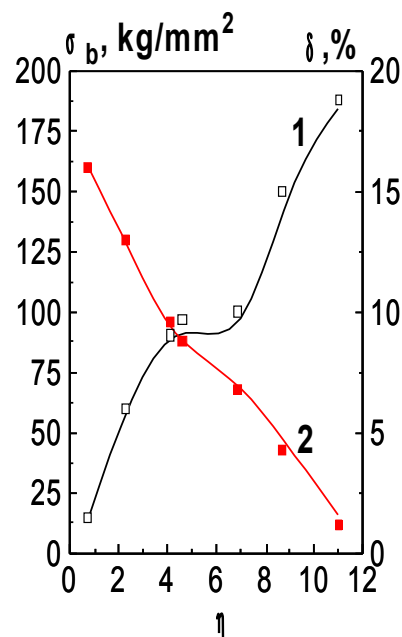


Рис.2. Прочность и пластичность композита Cu – 30 мас.%Fe: 1 - временное сопротивление (предел прочности) разрыву при растяжении; 2 - относительное удлинение

зуба текучести. Излом связан, по-видимому, с началом пластической деформации медной матрицы, а зуб - с пластической деформацией волокон железа.

С технологической точки зрения представляется интересным определение максимально возможной температуры нагрева композита, до которой ещё сохраняются его основные свойства. Весьма удобным в этом отношении является метод температурно-зависимого внутреннего трения $Q^{-1}(T)$ как структурно-чувствительный и экспрессный метод исследования твёрдых тел. Как видно из рис. 4, форма кривой $Q^{-1}(T)$ (фон) для композита существенно отличается от таковой для каждого из компонентов, как это и ранее наблюдалось для композита Cu-25%Nb [6]. Излом при температуре ~ 550° С соответствует началу распада структуры, сопровождающемуся также снижением прочности. По-видимому, распад, как и в случае [6], происходит по механизму сфероидизации включений железа. Примерно в этой же области температур наблюдается особенность на кривой $f^2(T)$, где f - частота колебаний, квадрат которой пропорционален модулю упругости E . Природа особенности неясна. Максимуму на кривой $Q^{-1}(T)$ при температуре 350°С соответствует вычисленная по приближённой зависимости Верта-Маркса $U = RT \ln(kT/hf)$ энергия активации $U = 1,6$ эВ (в приведенной формуле используется температурная шкала Кельвина). В настоящее время трудно однозначно судить, какому релаксационному явлению она соответствует. Однако, судя по величине активационной энергии и температурному положению пика, можно предположить, что эффект обусловлен зернограничной релаксацией в медной матрице микрокомпозита.

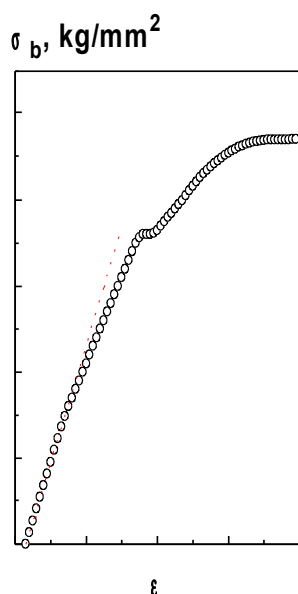


Рис.3. Общий вид диаграммы растяжения композита с $\eta = 6$

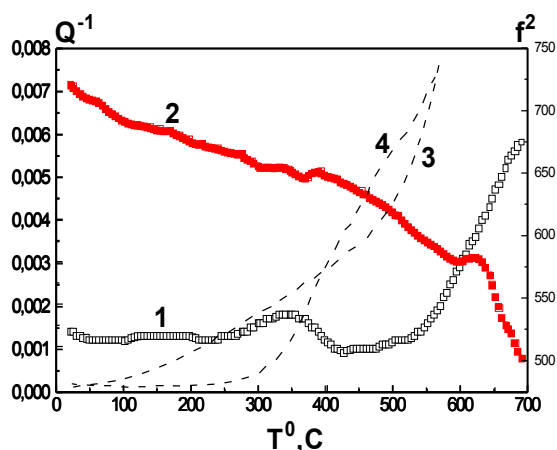


Рис. 4. Внутреннее трение $Q^{-1}(T)$ и модуль упругости (в единицах квадрата частоты $f^2(T)$) деформированных исследованных материалов.

1 - фон внутреннего трения композита Cu – 30 мас.% Fe с $\eta = 6$; 2- фон внутреннего трения Cu; 3 - фон внутреннего трения Fe; 4) – $f^2(T)$ композита Cu – 30 мас.% Fe с $\eta = 6$

В электротехнике в ряде случаев требуются материалы, сочетающие низкие значения удельного электросопротивления и высокие значения механической прочности. Традиционно используемые в этих целях способы их получения довольно сложны, многостадийны и дороги. В этом смысле предлагаемый здесь способ выгодно от них отличается. Как показали наши измерения, значение удельного электросопротивления композита ρ довольно высоко уже в исходном состоянии ($\eta = 0$), где $\rho = 5$ мкОм·см, и увеличивается с деформацией до $\rho = 15$ мкОм·см для $\eta = 10$. Объясняется это присутствием композиту наличием большого разнообразия центров рассеяния электронов (атомы твёрдого раствора Fe в решётке Cu, межфазные поверхности, дислокации,

вакансии, дислоцированные атомы и прочее). Поэтому сам по себе “естественный” микрокомпозит Cu - Fe задачу создания высокопрочного материала с низким электросопротивлением не решает.

Однако для “естественного” микрокомпозита в медной оболочке (“естественно-искусственный” композит) ситуация весьма существенно меняется. В этом случае в зависимости от толщины оболочки могут быть получены довольно низкие значения ρ при относительно высокой прочности. Не представляет, например, трудностей получение проводов с $\rho = 2,3 \dots 2,8$ мкОм·см (алюминий).

Изготовленные таким способом провода могут быть использованы в линиях электропередач, контактных сетях электротранспорта, системах проводной связи и прочее.

Путём растворения медной матрицы соответствующим травителем можно изготовить ультрадисперсные материалы для сверхвысокочастотной радиотехники. Сообщалось также о возможном использовании композита в магнитопроводах [7].

В заключение следует отметить, что относительная простота и дешевизна материалов, получаемых на основе систем с ограниченной растворимостью, гибкость технологии их производства в сочетании с весьма высокими, подчас уникальными физическими и механическими свойствами, открывают широкие перспективы их использования в технике.

Литература

1. М.А. Тихоновский, В.Т. Петренко, В.С. Безродный и др. Дефектность структуры и прочность сильнодеформированных микрокомпозитов. // *Механизм повреждаемости и прочность гетерогенных материалов*. Л., 1985, с.193-195.
2. М.М. Олексиенко, М.А. Тихоновский, В.Т. Петренко и др. Сверхпроводимость высокодисперсных композитов медь – ниобий // *ВАНТ. Серия «Общая и ядерная физика»*. 1970, вып.3(13), с.26–30.
3. G. Dublon, F. Habbal, J. Bevk. In situ formed permanent magnet Cu - Fe multifilamentary composites // *Appl. Phys. Lett.* 1989, v.39, N9, p.659 - 661.
4. J.L. Fihey, M.Neff, R. Roberge et al. High - temperature gradient casting of in - situ multifilamentary superconductors // *Adv in Gryog. Eng.* 1980. v.26. p.343.
5. Б.И. Шаповал, В.М. Аржавитин. *Механизмы высокотемпературного фона внутреннего трения* М.: «ЦНИИАтоминформ», 1988, 49 с.
6. В.М. Аржавитин, В.Т. Петренко, Г.Е. Сторожиков, М.А. Тихоновский, В.А. Финкель, О.В. Черный, Б.И. Шаповал. Высокотемпературное внутреннее трение сверхпроводников Nb - Cu и Nb - Ti // *Известия академии наук (серия физическая)*. 1997, т.61, N 2, с. 277 - 282.
7. G. Dublon, F. Habbal, J. L. Bill. Permanent magnet properties of in - situ formed Cu - Fe multifilamentary composites // *J. Appl. Phys.* 1982, v. 53, N 11, Pt.2, p. 8335 - 8337.