

УДК 669.35.018.58

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-2-33-41

Получение сплава 70%Cu–30%Fe методами СВС-металлургии и электрометаллургии. Сравнительный анализ микроструктур

© 2019 г. **В.В. Санин, М.Р. Филонов, В.И. Юхвид, Ю.А. Аникин, Д.М. Икорников**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН (ИСМАН), г. Черноголовка, Московская обл.

Статья поступила в редакцию 24.01.18 г., доработана 18.01.19 г., подписана в печать 22.01.19 г.

Изучено влияние различных методов получения сплавов системы Cu–Fe из несмешивающихся компонентов. Сплавы с ограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях долгое время было невозможно получать традиционными металлургическими методами. В связи с этим актуальной проблемой в настоящее время является разработка малозатратных и простых технологий по получению таких сплавов и материалов на их основе, позволяющих задавать необходимый уровень физико-механических свойств. В данной работе впервые использовался энергоэффективный метод СВС-металлургии для получения псевдосплава состава, мас. %: 70Cu–30Fe из оксидных материалов. Эта технология предлагает использование химической энергии, выделяемой в процессе взаимодействия высокоэкзотермических составов термитного типа (в режиме горения), что делает этот метод одним из самых энергоэффективных для получения литых материалов. Короткое время синтеза (десятки секунд) и защита верхней поверхности слитка оксидным расплавом (Al_2O_3) от окисления позволяют проводить процесс в условиях атмосферы. Для сравнительного анализа структурных составляющих образцов сплава были получены стержни аналогичного состава методом вакуумной индукционной плавки из чистых (беспримесных) компонентов Fe и Cu. Выявлено, что высокие температуры расплава СВС-сплава обеспечивают повышенную растворимость Cu в Fe. Затем при кристаллизации структурные составляющие выделяются в виде мелких диспергированных частиц по всему объему, образуя иерархическую структуру, характерную только для сплава СВС. Сплавы 70Cu–30Fe, полученные в режиме горения (СВС), имеют однородную, гомогенную структуру с равномерным распределением всех структурных составляющих по объему образца, что может иметь большой практический интерес, в частности при создании изотропных и анизотропных магнитомягких материалов с высоким значением магнитной энергии.

Ключевые слова: псевдосплавы, Cu–Fe, СВС-металлургия, вакуумная индукционная плавка, несмешивающиеся расплавы, иерархическая структура.

Санин В.В. – инженер науч.-образ. центра «Нanomатериалы и нанотехнологии» НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: sanin@misis.ru, sanin-vitaliy@mail.ru.

Филонов М.Р. – докт. техн. наук, проф., проректор по науке и инновациям НИТУ «МИСиС». E-mail: filonov@misis.ru.

Юхвид В.И. – докт. техн. наук, проф., зав. лабораторией жидкофазных СВС-процессов и литых материалов ИСМАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 8). E-mail: yukh@ism.ac.ru.

Аникин Ю.А. – канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов НИТУ «МИСиС». E-mail: otcm2004@mail.ru.

Икорников Д.М. – мл. науч. сотрудник лаборатории жидкофазных СВС-процессов и литых материалов ИСМАН. Email: den@ism.ac.ru.

Для цитирования: Санин В.В., Филонов М.Р., Юхвид В.И., Аникин Ю.А., Икорников Д.М. Получение сплава 70%Cu–30%Fe методами СВС-металлургии и электрометаллургии. Сравнительный анализ микроструктур. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2019. No. 2. С. 33–41. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-2-33-41.

Sanin V.V., Filonov M.R., Yuxhvid V.I., Anikin Yu.A., Ikornikov D.M.

Production of 70%Cu–30%Fe alloy by SHS metallurgy and electrometallurgy. Comparative analysis of microstructures

The influence of different methods used to produce Fe–Cu alloys from immiscible components was studied. Alloys with limited solubility (LS) or pseudoalloys (PA) in a liquid or solid state have long been impossible to obtain with traditional metallurgy methods. This is why developing low-cost and simple technologies to produce such alloys and materials based on them with a possibility to set the required level of physical and mechanical properties is still a relevant problem. This study uses energy-efficient SHS metallurgy method to produce a pseudoalloy with a composition, wt. %: 70Cu–30Fe from oxide materials for the first time. This technology offers using chemical energy generated in the reaction of highly exothermic thermit compositions (in a combustion mode) making it a very energy-efficient method for cast material production. Short synthesis time (tens of seconds), and top surface of ingots

protected from oxidation with an oxide melt (Al_2O_3) enables synthesis in atmospheric conditions. Rods with the same composition were obtained using single-stage vacuum induction remelting from pure (impurity-free) Fe and Cu components for comparative structural studies of alloy sample components. It was found that high melting temperatures of the SHS alloy provides higher solubility of Cu in Fe. Then, when crystallized, structural components are released in the form of small dispersed particles throughout the volume and form a hierarchical structure typical for the SHS alloy only. 70Cu–30Fe alloys produced in a combustion mode (SHS) have a homogeneous structure with structural components distributed uniformly throughout the sample volume, which can be of great practical interest, in particular, for making isotropic and anisotropic hard-magnetic materials with high magnetic energy.

Keywords: pseudoalloys, Cu–Fe, SHS metallurgy, vacuum induction remelting, immiscible melts, hierarchical structure.

Sanin V.V. – Engineer, Scientific-educational center «Nanomaterials and nanotechnologies», National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr., 4). E-mail: sanin@mis.ru.

Filonov M.R. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Vice-rector of Science and Innovation, NUST «MISIS». E-mail: filonov@mis.ru.

Yukhvid V.I. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of the Laboratory of SHS melts and cast materials, Institute of Structural Macrokinetics and Materials, Russian Academy of Sciences (ISMAN) (142432, Russia, Moscow reg., Chernogolovka, Academician Osipyan str., 8). E-mail: yukh@ism.ac.ru.

Anikin Yu.A. – Cand. Sci. (Tech.), Leading research scientist, Department of functional nanosystems and high-temperature materials, NUST «MISIS». E-mail: otc2004@mail.ru.

Ikornikov D.M. – Junior research scientist, Laboratory of SHS melts and cast materials, ISMAN. E-mail: den@ism.ac.ru.

Citation: Sanin V.V., Filonov M.R., Yukhvid V.I., Anikin Yu.A., Ikornikov D.M. Production of 70%Cu–30%Fe alloy by SHS metallurgy and electrometallurgy. Comparative analysis of microstructures. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 2. P. 33–41 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-2-33-41.

Введение

Широко известен класс бинарных и многокомпонентных металлических материалов с ограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях, которые имеют уникальные служебные характеристики [1–5].

Технологическими трудностями, с которыми сталкиваются металлурги при производстве сплавов данных систем, являются значительное различие удельных масс и точек плавления, а также сильная тенденция сплавов к расслоению в жидком и твердом состояниях в широких интервалах температур и концентраций. Для минимизации эффекта данного явления применяются различные методики подавления расслоения: плавление в невесомости [5], плавление в скрещенных электромагнитных полях [5, 6], механическое перемешивание расплава [7, 8], механическое легирование [9, 10] и др. Таким образом получают материалы со структурой «замороженной эмульсии». Однако все используемые приемы не позволяют достичь оптимального баланса коммерческой эффективности при получении требуемого уровня свойств так называемых псевдосплавов (ПС). Весьма значительное количество систем ПС фактически не имеют технического применения из-за трудностей производства сплавов с необходимым уровнем гомогенного распределения одного компонента в другом. К семейству ПС относятся и сплавы системы Cu–Fe.

Согласно литературным данным интерес к этим материалам непрерывно возрастает [6–15]. Сплавы системы Cu–Fe с матрицей на основе меди (с повышенной ее концентрацией) представляются перспективными для создания магнитомягких материалов, обладающих комплексом высоких эксплуатационных качеств [11–13]. Структурная особенность системы Cu–Fe заключается в том, что составляющие ее фазы фактически не взаимодействуют друг с другом, что представляет дополнительные возможности избирательного воздействия на них для целенаправленного изменения свойств материала в целом [15]. Добившись необходимой дисперсности [2, 11, 14] ферромагнитных частиц железа и обеспечив изотропию их формы, можно ожидать высоких значений магнитной энергии, поскольку, как известно [2, 11, 16–19], удлиненные ферромагнитные частицы критического размера в неферромагнитной матрице не препятствуют перемagnetиванию.

В связи с этим в настоящее время актуальными являются разработка и совершенствование мало-затратных и простых технологических циклов для получения псевдосплавов и материалов на их основе, которые могут обеспечить им необходимый уровень физико-механических свойств.

Одним из известных и наиболее экономически эффективных способов получения различных металлических материалов является метод саморас-

пространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [20–22].

В настоящей работе впервые рассмотрена возможность синтеза ПС методом центробежной СВС-металлургии. Модельным объектом изучения выбран сплав состава, мас. %: 70Cu–30Fe. Для проведения сравнительных исследований влияния метода получения ПС на его структурные особенности предварительно был выплавлен сплав аналогичного состава методами вакуумно-индукционного переплава (ВИП).

Методика исследования

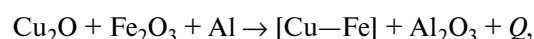
Синтез литого сплава методом СВС-металлургии

Для синтеза литого сплава 70%Cu–30%Fe были использованы порошки оксидов Cu и Fe, а также порошок Al в качестве восстановителя. Размер частиц исходных порошковых компонентов не превышал 100 мкм. Приготовление экзотермических составов включало дозировку необходимых компонентов, смешивание их в планетарном смесителе (15 мин) и засыпку полученной шихты в графитовые формы диаметром 40–80 мм. В табл. 1 приведены марки, химический состав и некоторые характеристики исходных веществ.

Образцы для исследования готовили методом центробежной СВС-металлургии [22], в котором используется химическая энергия, выделяющаяся в процессе взаимодействия высокоэкзотерми-

ческих составов в режиме горения (термитного типа). Поэтому данный способ является одним из самых энергоэффективных при получении литых материалов. Малое время синтеза (0,5–10 с) и защита поверхности слитка оксидным (Al_2O_3) расплавом от окисления позволяют проводить процесс в условиях атмосферы.

Химическую схему синтеза сплава Cu–Fe можно представить как



где массовая доля компонентов подбирается исходя из результатов термодинамических расчетов и фактического анализа состава сплава.

Для интенсификации процесса гравитационной сепарации сплава и оксида алюминия, а также конвективного перемешивания компонентов расплава процесс синтеза проводили в центробежной СВС-установке [21, 22] при воздействии перегрузки в интервале от 2 до 50 ag , где a — центробежное ускорение, g — гравитационное.

Технология СВС-металлургии включает дозировку компонентов, приготовление порошковой смеси и ее засыпку в графитовые формы. Далее формы размещают на роторе центрифуги, при заданных оборотах смесь воспламеняют и проводят синтез в режиме горения. Скорость фронта горения фиксируют с помощью высокоскоростной видеокамеры с последующей обработкой полученной информации [21, 22]. Схематически стадии процесса представлены на рис. 1.

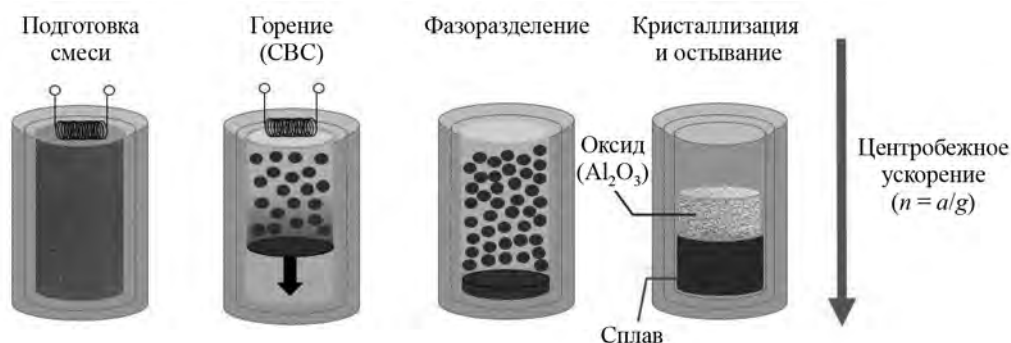


Рис. 1. Основные стадии процесса синтеза литых материалов методом СВС

Таблица 1. Характеристики используемых материалов

Вещество	Марка	Размер частиц, мкм	Содержание осн. материала, %	ТУ
Cu_2O	ЧДА	>100	99,1	ТУ 6-09-765-85
Al	АСД-1	10–40	99,2	ТУ 48-5-226-87
Fe_2O_3	Ч	<50	99,0	ТУ 6-09-5346-87

При помощи программы Thermo [23] был проведен предварительный термодинамический расчет адиабатической температуры горения исследуемой системы для различного соотношения Fe/Cu. Ее расчетная величина составила $T_r = 2520 \pm 5$ °C, это значительно превышает температуру плавления исходных и конечных компонентов, что позволяет получать продукты в литом состоянии.

Из-за взаимной нерастворимости, а также значительной разницы в удельных весах под действием гравитации происходит сепарация, при которой наблюдается разделение металлической (конечный сплав) и оксидной (Al_2O_3) фаз. В результате в донной части формы образуется слиток сплава, а в верхней — оксидный раствор. Под воздействием высокой гравитации, создаваемой в центробежной установке, происходит подавление разброса продуктов горения в процессе синтеза, а также интенсифицируется фазоразделение металлической (сплав) и оксидной фаз (корунд). Это также способствует выравниванию состава материала (гомогенизации), что очень важно для получения ПС и формирования высокодисперсной структуры конечных продуктов.

Выплавка Cu—Fe-сплава в вакуумно-индукционной печи

Для сплавления исследуемого сплава методами ВИП использованы исходные металлы чистотой 99,6 %. Они нагревались в индукторе со скоростью 150 ± 30 °C/мин. После расплавления Cu при $t = 1084$ °C происходило постепенное растворение Fe в расплаве меди. Для выплавки сплава 70%Cu—30%Fe и последующего формования из него конечного изделия (прутка размером 400×8 мм) осуществлялось вытягивание расплава в кварцевые трубки с внутренним диаметром 8 мм в защитной атмосфере аргона квалификации ВЧ (99,995 % Ar), которым заполняется камера индукционной печи ($0,95 \cdot 10^5$ Па) после предварительной откачки воздуха до диффузионного вакуума (10^{-3} Па). Полученный прутки извлекался из печи и охлаждался на воздухе в течение 10—15 мин.

Исследование микроструктуры

Микроструктуру образцов литого сплава — синтезированного (СВС) и полученного ВИП — исследовали на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus (Германия) на базе Ultra 55

(ускоряющее напряжение 0,02 В — 30 кВ, увеличение $12^{\times}$ — $1\,000\,000^{\times}$).

Контроль химического состава сплавов проводили с помощью оптического эмиссионного спектрометра OBLF на CCD- детекторах.

Тонкую структуру СВС-сплава изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM-2100 (JEOL, Япония) (увеличение $50^{\times}$ — $150\,000^{\times}$, разрешение по точкам — 0,19 нм, разрешение по линиям — 0,14 нм, ускоряющее напряжение 80—200 кВ). Фольги для анализа готовили методом электролитического травления на установке Struers LectroPol-5 (Дания) из вырезанных цилиндрических заготовок диаметром 5 мм и высотой 450—500 мкм с последующим ионным травлением на установке GATAN Model 691 (JEOL, Япония).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Сплав Cu—Fe, полученный методом ВИП

Вакуумное вытягивание из расплава в цилиндрическую кварцевую трубку позволило получить образцы в виде тонкого цилиндра (прутка) (рис. 2). Визуальный осмотр его поверхности при небольшом увеличении (с помощью лупы) выявил цветовую неравномерность как на отдельных участках, так и по длине прутка, что, по-видимому, можно объяснить неоднородностью сплава по химическому составу. Это было подтверждено результатами спектроскопии (табл. 2) в различных точках (с интервалом ~ 5 см) по высоте образца.

Исследования микроструктуры сплава методами электронной микроскопии выявили неоднородность по составу (рис. 2) и в объеме (табл. 2) образца.

При малых увеличениях (рис. 3, а) обнаружено, что сплав имеет дисперсную структуру с выраженной неоднородностью распределения частиц Fe в материале матрицы (Cu). При большем увеличе-



Рис. 2. Внешний вид образца Cu—Fe-сплава, полученного методом ВИП

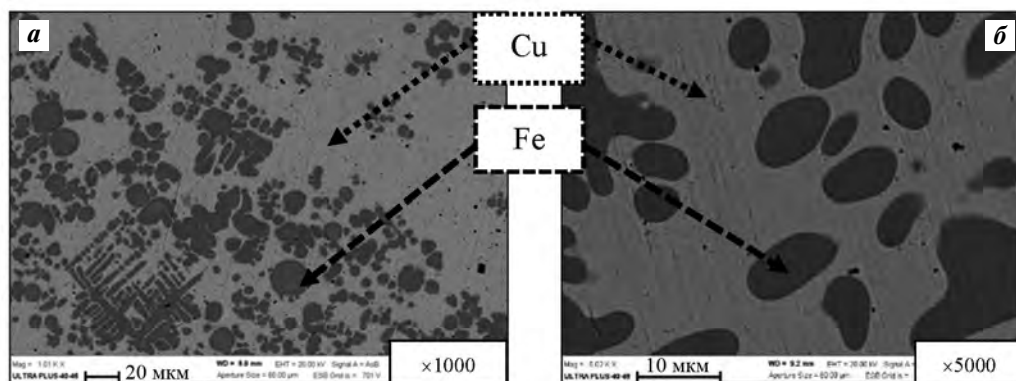


Рис. 3. Микроструктура Cu–Fe-сплава, полученного методом ВИП, при различном увеличении

Таблица 2. Химический состав Cu–Fe-сплава, полученного методом ВИП

№ точки анализа (см. рис. 2)	Содержание, мас. %	
	Fe	Cu
1	29,91	70,09
2	29,91	70,09
3	29,64	70,36
4	29,87	70,13
5	29,44	70,56
6	29,56	70,44
7	29,38	70,62

нии (рис. 3, б) отчетливо видно, что материал состоит из двух фаз с явной границей раздела между ними (частицы Fe и матрица на основе Cu).

Таким образом, можно сделать заключение, что, применяя традиционный метод сплавления и кристаллизации, не удастся получить требуемую микроструктуру с равномерным распределением компонентов по объему и заданной дисперсностью структурных составляющих в сплавах. Кроме того, следует отметить, что анализ нескольких образцов выявил, что структура исследуемого сплава имеет плохую воспроизводимость от плавки к плавке.

Литой сплав Cu–Fe, полученный методом СВС-металлургии

Ранее в работе [21] было показано, что при синтезе литых сплавов методом СВС-металлургии и одновременном воздействии на них высокой гравитации, создаваемой в центробежных установках, происходит уменьшение разброса продуктов горения в процессе синтеза, что способствует выравниванию (гомогенизации) состава сплава и формированию более мелкозернистой структуры

формируемых продуктов. Поэтому первоначально была проведена серия экспериментов по оптимизации условий синтеза Cu–Fe-сплава и исследованию воздействия перегрузки на параметры процесса. Результаты представлены на рис. 4.

Анализ образцов в исследуемом интервале значений ag показал, что слитки сплава, синтезированного при перегрузке более чем 30 г, обладали массой, близкой к расчетной (~98 мас.%), а разброс смеси (η_1) в ходе горения не превышал 1,5 мас.%. Было установлено значительное повышение скорости горения (U_r) системы от 4 до 9 см/с. Наиболее интенсивное ее увеличение наблюдалось при перегрузке от 1 до 30 г.

Внешний вид полученных образцов сплава при различной перегрузке выявил, что при малых ее значениях (менее 15 г) происходит неполное раз-

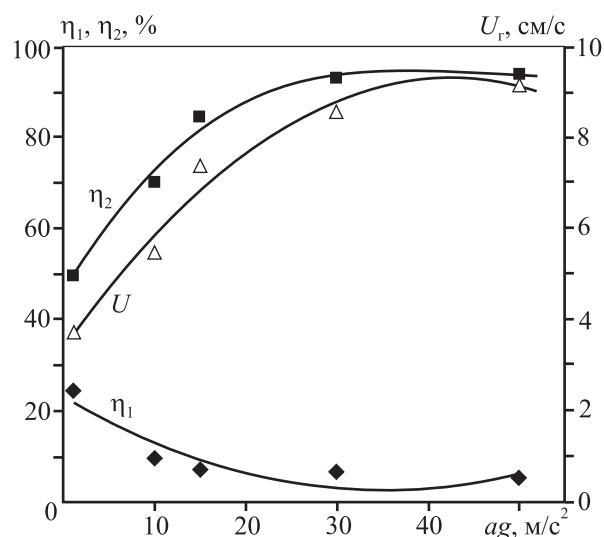


Рис. 4. Влияние перегрузки (ag) на скорость горения (U_r), разброс смеси (η_1) и полноту выхода металлической фазы в слиток (η_2)

деление металлической и оксидной фаз. Визуальное исследование образцов на поперечном срезе показало, что сплавы, полученные при перегрузках ниже 30 г, имели газовые включения (рис. 5, а). Синтез сплавов при перегрузках более 30 г позволил получить слитки с бездефектной макроструктурой (рис. 5, б).

Исходя из полученных данных можно сделать заключение, что оптимальной величиной перегрузки при получении Cu—Fe-сплава методами центробежной СВС-металлургии является значение 50 ± 5 г. Полученный в этих условиях литой образец имел бездефектную макроструктуру (см. рис. 5, б).

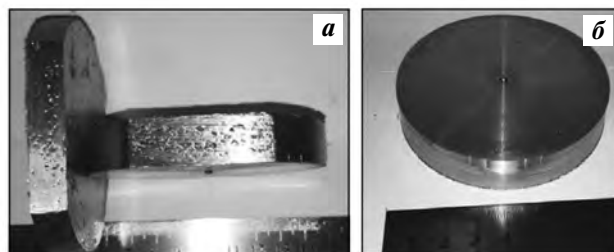


Рис. 5. Внешний вид образцов сплава на поперечном срезе, полученных при перегрузках 15 г (а) и 50 г (б)

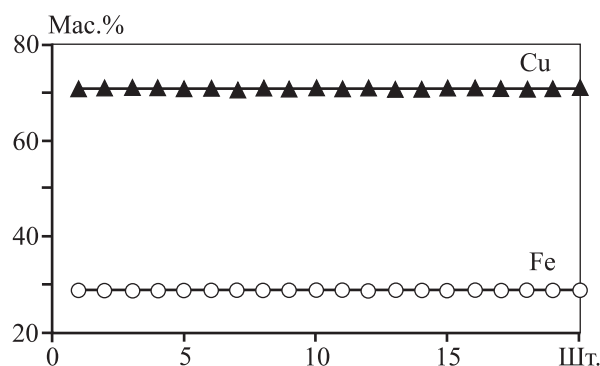


Рис. 6. Результаты химического анализа сплава в разных частях слитка

На синтезированном СВС-слитке Cu—Fe-сплава было проведено аналогичное (см. табл. 2) исследование химической однородности в различных местах слитка. Результаты приведены на рис. 6.

Далее были подготовлены образцы продольного и поперечного срезов для исследования микроструктуры. СЭМ-фотографии представлены на рис. 7 и 8.

Исследование СВС-сплава при малых увеличениях (рис. 7, а, б) показало, что он имеет выраженную дисперсную микроструктуру с равномерно распределенными структурными составляющими каплевидных частиц Fe в медной матрице (прямая «эмульсия»). Анализ микроструктуры СВС сплава при большем увеличении (рис. 7, в) выявил, что частицы Fe внутри объема также имеют выделения округлой формы, предположительно состоящие из твердого раствора на основе Cu (обратная «эмульсия»).

Результаты микроанализа (EDS) СВС-сплава (рис. 8, а) и распределение элементов по структурным составляющим (рис. 8, б) подтвердили наличие дисперсных выделений различного уровня, причем как в Cu-матрице, так и в диспергированных частицах, состоящих из Fe. Следует отметить, что микроанализ локальных областей сплава всегда выявляет наличие обоих компонентов в зоне исследования. Учитывая их малую взаимную растворимость, этот результат представляется несколько необычным.

Поэтому были проведены дополнительные исследования по изучению тонкой микроструктуры синтезированного СВС сплава методами просвечивающей электронной микроскопии. Полученные данные представлены на рис. 9. Видно, что во всем объеме матрицы помимо дисперсных выделений микронных размеров наблюдаются сферические выделения наноуровня. Именно их наличие и объясняет присутствие Fe в матрице (см. спектры 1 и 2 на рис. 8, а).

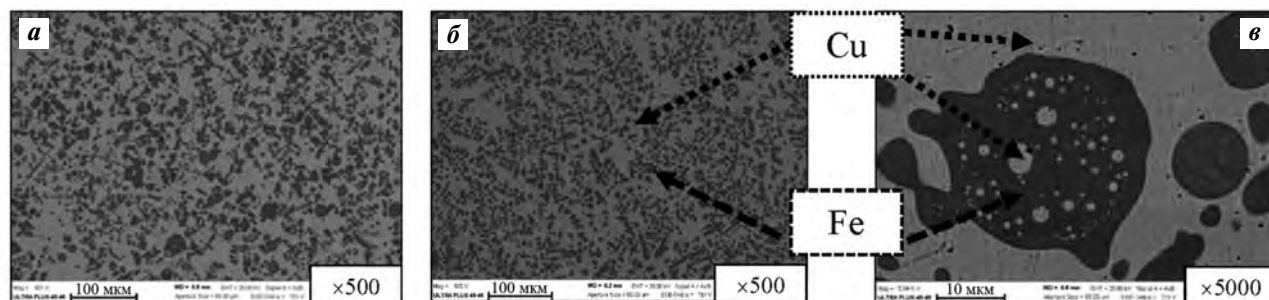


Рис. 7. Фотографии микроструктуры сплава 70%Cu–30%Fe, полученного методом СВС-металлургии

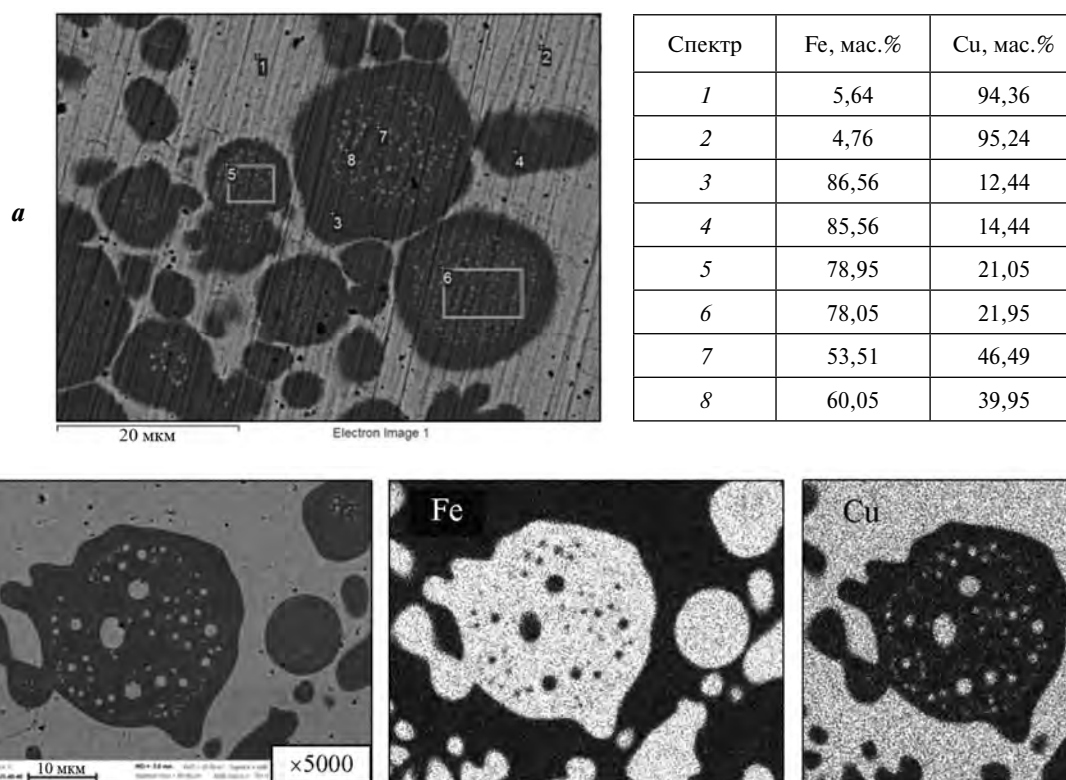
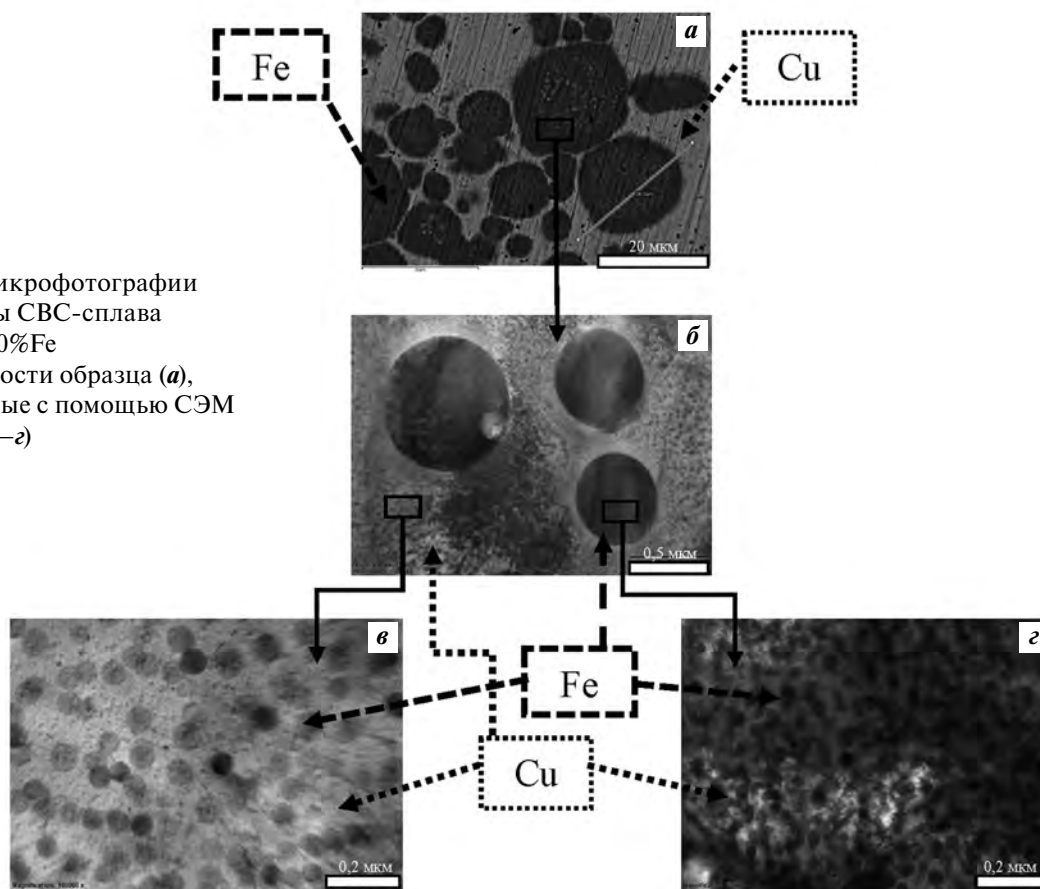


Рис. 8. Микроанализ (EDS) СВС-сплава (а) и распределение элементов по структурным составляющим (б)

Рис. 9. Микрофотографии структуры СВС-сплава 70%Cu–30%Fe с поверхности образца (а), полученные с помощью СЭМ и ПЭМ (б–д)



Анализ полученных микроструктур (см. рис. 7–9) позволяет сделать заключение о формировании мультимодальной, иерархической структуры, состоящей из трех уровней:

- первый (рис. 9, а) — формирует равномерное распределение железных частиц размером 10–30 мкм в медной матрице по всему объему исследуемого образца;
- второй — образуют выделения частиц Cu размером от 200–400 нм внутри капель железа (рис. 9, б);
- третий — формируют наноразмерные (20–30 нм) выделения железа, которые наблюдаются как в самой матрице (рис. 9, в), так и в объеме частиц, полученных на втором уровне (рис. 9, г).

Данный результат можно объяснить особенностями технологии СВС-металлургии. Температура горения в СВС-смесях превышает 2500 К, поэтому она и обеспечивает повышенную растворимость Cu в Fe. Далее по мере снижения температуры (на стадии кристаллизации) расплава и уменьшения предела растворимости в сплаве происходит выделение меди в виде очень мелких дисперсных частиц. Наблюдаемая в данном эксперименте структура характерна только для СВС-сплава.

Заключение

Впервые предложен и опробован метод СВС-металлургии для получения материалов с ограниченной растворимостью. На примере модельного состава 70%Cu–30%Fe показано, что особенностью данного СВС-сплава является многоуровневое распределение взаимно не смешиваемых компонентов и получение ПС с однородным распределением структурных составляющих.

Сравнивая результаты исследования микроструктур и химического анализа сплавов, полученных методами СВС и ВИП, можно утверждать, что ПС, полученные в режиме горения, имеют однородную, гомогенную структуру с равномерным распределением всех структурных составляющих по объему образца. Это может иметь большой практический интерес, в частности при создании изотропных и анизотропных магнитомягких материалов с высокой магнитной энергией.

Таким образом, показана перспективность СВС-метода для получения и формирования объемных наноструктурных материалов. В перспективе представляют интерес исследования, направленные на комбинирование методов СВС

и последующей механотермической обработки полученных сплавов для управления их структурой и свойствами.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00932.

Литература/References

1. Лившиц Б.Г., Линецкий Я.Л., Крапошин В.С. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Metallurgiya, 1980.
Livshits B.G., Linetskii Ya.L., Kraposhin V.S. Physical properties of metals and alloys. Moscow: Metallurgiya, 1980 (In Russ.).
2. Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии. Москва: Интерконтакт Наука, 2002.
Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. Alloys based on systems with limited solubility in the liquid state. Moscow: Intercontact Nauka, 1980 (In Russ.).
3. Bachmaier A., Schmauch J., Aboulfadl H., Verch A., Motz C. On the process of co-deformation and phase dissolution in a hard-soft immiscible Cu single bond Co alloy system during high-pressure torsion deformation. *Acta Mater.* 2016. Vol. 115. P. 333–346.
4. Zhou Sh., Lei J., Xiong Z., Guo J. Gu. Z., Pan H. Effect of Fe content on microstructure and mechanical properties of Cu–Fe-based composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2016. Vol. 26. No. 12. P. 3196–3204. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64452-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64452-7).
5. Dublon G., Habbal F., Bell J.L. Permanent magnet properties of in situ formed multifilamentary composites. *J. Appl. Phys.* 1982. Vol. 53. No. 11 P. 8333–8337.
6. Shi G., Chen H., Jiang H., Wang Z., Tang H., Fan Y. Strengthening mechanisms of Fe nanoparticles for single crystal Cu–Fe alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. Vol. 636. P. 43–47. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.081>.
7. Prokoshkina D., Esin V., Divinski S. Experimental evidence for anomalous grain boundary diffusion of Fe in Cu and Cu–Fe alloys. *Acta Mater.* 2017. Vol. 133. P. 240–246. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.05.024>.
8. Mina R., Hamed M., Abolghasem A. Processing of Cu–Fe and Cu–Fe–SiC nanocomposites by mechanical alloying. *Adv. Powder Technol.* 2017. Vol. 28. No. 8. P. 1882–1887. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.appt.2017.04.023>.
9. Dong Q., Wanga M., Shen L., Jia Y., Li Z. Diffraction analysis of α -Fe precipitates in a polycrystalline Cu–Fe alloy. *Mater. Charact.* 2015. Vol. 105. P. 129–135. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.05.012>.

10. Fenglin W., Wakoh K., Li Y. Ito Sh., Yamanaka K., Koizumi Y., Chiba A. Study of microstructure evolution and properties of Cu—Fe microcomposites produced by a pre-alloyed powder method. *Mater. Design*. 2017. Vol. 126. P. 64—72. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.04.017>.
11. Cutrano C.S., Lekka Ch.E. Structural, magnetic and electronic properties of Cu-Fe nanoclusters by density functional theory calculations. *J. Alloys and Compd*. 2017. Vol. 707. P. 114—119. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.425>.
12. Yufei W., Haiyan G., Yanfeng H., Yongbing D., Jun W., Baode S. First-principles study on the solubility of iron in dilute Cu—Fe—X alloys. *J. Alloys and Compd*. 2017. Vol. 691. P. 992—996. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.247>.
13. Elofsson V., Almyras G.A., Lü B., Boy R.D., Sarakinos K. Atomic arrangement in immiscible Ag—Cu alloys synthesized far-from-equilibrium. *Acta Mater*. 2016. Vol. 110. P. 114—121. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.023>.
14. Yanhui L., Xingjie J., Yongqiang X., Chuntao C., Guoqiang X., Wei. Z. Soft magnetic Fe—Si—B—Cu nanocrystalline alloys with high Cu concentrations. *J. Alloys and Compd*. 2017. Vol. 722. P. 859—863. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.06.128>.
15. Ghannami M.E., Gómez-Polo C., Rivero G. Hernando A. Exchange correlation length and magnetoresistance in Fe—Cu and Fe—Cu—Ni melt-spun ribbons. *Eur. Lett*. 1994. Vol. 26. No. 9. P. 701—706.
16. Zhiliang P., Timothy J., Rupert D. Formation of ordered and disordered interfacial films in immiscible metal alloys. *Scripta Mater*. 2017. Vol. 130. P. 91—95. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.11.025>.
17. Jo H.R., Kim J.T., Hong S.H., Kim Yo.S., Park H.J., Park W.J., Park J.M., Kim K.B. Effect of silicon on microstructure and mechanical properties of Cu-Fe alloys. *J. Alloys and Compd*. 2017. Vol. 707. P. 184—188. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.352>.
18. Chen Y., Li N., Bufford D.C., Li J., Hattar K., Wang H., Zhang X. In situ study of heavy ion irradiation response of immiscible Cu/Fe multilayers. *J. Nucl. Mater*. 2016. Vol. 475. P. 274—279.
19. Yang Ya., Wang D., Lin J., Khan D. F., Lin G., Jidong Ma. Evolution of structure and fabrication of Cu/Fe multilayered composites by a repeated diffusion-rolling procedure. *Mater. Design*. 2015. Vol. 85. P. 635—639. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.082>.
20. Мержанов А.Г. Процессы горения и синтез материалов. Черноголовка: ИСМАН, 1998.
Merzhanov A.G. Combustion processes and synthesis of materials. Chernogolovka: ISMAN, 1998 (In Russ.).
21. Санин В.Н., Икорников Д.М., Андреев Д.Е., Юхвид В.И. Центробежная СВС-металлургия эвтектических сплавов на основе алюминид никеля. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2013. No. 3. С. 35—42.
Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Yuxhvid V.I. Centrifugal SHS-metallurgy of eutectic alloys based on nickel aluminum. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2013. No. 3. P. 35—42.
22. Sanin V.N., Yuxhvid V.I., Merzhanov A.G. The influence of high-temperature melt infiltration under centrifugal forces on SHS processes in gasless systems. *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth*. 2002. Vol. 11. No.1. P. 31—44.
23. Shiryayev A.A. Thermodynamics of SHS processes: An advanced approach. *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth*. 1995. Vol. 2. No. 4. P. 351—362.