

СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu–Ti–Al. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

© 2020 г. М.Л. Бусурина, А.Е. Сычёв, А.В. Карпов, Н.В. Сачкова, И.Д. Ковалёв

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения (ИСМАН)
им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

Статья поступила в редакцию 06.08.20 г., доработана 30.09.20 г., подписана в печать 02.10.20 г.

Аннотация: Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) реакционной смеси системы Cu–Ti–Al впервые получен интерметаллидный сплав на основе фазы Гейслера – Cu₂TiAl. Изучены режимы фронтального горения шихтовых составов системы и процессы формирования фаз при синтезе. Полученные продукты исследовались методами рентгенофазового анализа (РФА), включая высокотемпературную дифрактометрию со ступенчатым нагревом до 900 К, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и дифференциально-термического анализа, изучались физические свойства. Кроме того, для полученного сплава были проведены электрофизические и магнитные измерения. Результаты РФА и СЭМ с использованием энергодисперсионного анализа показали, что содержание фазы Гейслера в синтезированном продукте составляет не менее 82 %. В составе продукта также присутствуют алюминиды меди (Cu₃Al₄) и титана (Ti₃Al₂). Проведено измерение температурной зависимости удельного электросопротивления синтезированного продукта для широкого диапазона температур 90–1000 К, которое при T = 300 К составило 0,3 мкОм·м. Выявлены металлический характер проводимости для полученных образцов и аномальное поведение температурной кривой электросопротивления в диапазоне T = 770–790 К. Методом термического анализа измерена температура плавления синтезированного продукта и обнаружены дополнительные тепловые эффекты при T = 788, 848 и 1248 К, связанные с возможными фазовыми переходами в интерметаллиде Cu₂TiAl. Рассмотрен возможный механизм фазовых переходов в соответствии с диаграммой фазового равновесия системы Cu–Ti–Al. Результаты магнитных измерений показали, что образцы интерметаллида, полученного методом СВС, проявляют слабые ферромагнитные свойства с остаточной намагниченностью 0,0069 А·м²/кг.

Ключевые слова: интерметаллиды, сплав Гейслера, СВС, система Cu–Ti–Al, электросопротивление.

Бусурина М.Л. – мл. науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения ИСМАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Акад. Осипяна, 8). E-mail: chernegam@mail.ru.

Сычев А.Е. – канд. техн. наук, зав. лабораторией физического материаловедения ИСМАН. E-mail: sytschev@ism.ac.ru.

Карпов А.В. – науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения ИСМАН. E-mail: karpov@ism.ac.ru.

Сачкова Н.В. – науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения ИСМАН. E-mail: sem@ism.ac.ru.

Ковалев И.Д. – канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник лаборатории рентгеноструктурных исследований ИСМАН. E-mail: i2212@yandex.ru.

Для цитирования: Бусурина М.Л., Сычёв А.Е., Карпов А.В., Сачкова Н.В., Ковалёв И.Д. Синтез интерметаллидного сплава на основе системы Cu–Ti–Al. Структурно-фазовый анализ и электрофизические свойства. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. No. 6. С. 87–94. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-6-87-94.

Synthesis of Cu–Ti–Al-based intermetallic alloy. Structural phase analysis and electrophysical properties

M.L. Busurina, A.E. Sytschev, A.V. Karpov, N.V. Sachkova, I.D. Kovalev

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials of Science Russian Academy of Sciences (ISMAN), Chernogolovka, Moscow reg., Russia

Received 06.08.2020, revised 30.09.2020, accepted for publication 02.10.2020

Abstract: For the first time, an intermetallic alloy based on the Heusler phase – Cu₂TiAl – was obtained by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) in the Cu–Ti–Al reaction mixture. The frontal combustion modes of green mixture compositions and phase formation processes during synthesis were studied. The products obtained were studied by X-ray diffraction analysis including high-temperature diffractometry with stage heating up to 900 K, scanning electron microscopy, differential thermal analysis (DTA), and some physical properties

were studied. Also, electrophysical and magnetic measurements were carried out for the obtained alloy. The results of X-ray analysis and SEM using energy-dispersive analysis (EDA) showed that the Heusler phase content in the synthesized product is at least 82 %. The product also contains copper (Cu_3Al_4) and titanium (Ti_3Al_2) aluminides. The temperature dependence of the synthesized product electrical resistivity was measured for a wide temperature range of 90–1000 K, which was $0.3 \mu\text{m}\Omega\text{m}$ at $T = 300$ K. The metallic type of the conductivity for the samples obtained and the abnormal behavior of the electrical resistance temperature curve in the region of $T = 770\text{--}790$ K were revealed. Thermal analysis was used to measure the melting point of the synthesized product and to reveal additional heat effects at $T = 788$, 848 and 1248 K associated with possible phase transitions in the Cu_2TiAl intermetallic compound. A possible mechanism of phase transitions is considered in accordance with the Cu–Ti–Al system phase diagram. Magnetic measurements results showed that intermetallic samples obtained by the SHS method feature by weak ferromagnetic properties with residual magnetization of $0.069 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$.

Keywords: intermetallics, Heusler alloy, SHS, Cu–Ti–Al system, electrical resistivity.

Busurina M.L. – Junior researcher, Laboratory of material sciences, Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials of Science Russian Academy of Sciences (ISMAN) (142432, Russia, Moscow reg., Chernogolovka, Acad. Osipyan str., 8). E-mail: chernegam@mail.ru.

Sytshev A.E. – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of material sciences, ISMAN. E-mail: sytshev@ism.ac.ru.

Karpov A.V. – Researcher of the Laboratory of material sciences, ISMAN. E-mail: karpov@ism.ac.ru.

Sachkova N.V. – Researcher of the Laboratory of material sciences, ISMAN. E-mail: sem@ism.ac.ru.

Kovalev I.D. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Researcher of the Laboratory of X-ray investigations, ISMAN. E-mail: i2212@yandex.ru.

For citation: Busurina M.L., Sytshev A.E., Karpov A.V., Sachkova N.V., Kovalev I.D. Synthesis of Cu–Ti–Al-based intermetallic alloy. Structural phase analysis and electrophysical properties. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 6. P. 87–94 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-6-87-94.

Введение

Одной из основных задач материаловедения являются поиск и создание материалов с новыми или более совершенными свойствами в сравнении с традиционно используемыми. Так, сплавы, обладающие отличной механической прочностью наряду с высокой термо- и электропроводимостью при повышенных температурах, особенно востребованы для микроэлектроники и электротехнической промышленности. Медь в этой связи представляется наиболее подходящим металлом для создания таких сплавов. Соединения на основе системы Cu–Ti–Al зарекомендовали себя как жаростойкие материалы, имеющие низкую плотность и хорошую обрабатываемость в сочетании с небольшой стоимостью [1].

Появление интерметаллида Cu_2TiAl (фаза Гейслера) в структуре зоны взаимодействия в системе Ti–Cu–Al приводит к повышению твердости и износостойкости получаемого на поверхности меди покрытия [2–4], улучшает функциональность сплавов с памятью формы [5, 6]. Сплав Cu_2TiAl также является перспективным материалом для электроники в качестве проводящего слоя в псевдоспиновых клапанах [7].

Традиционным способом получения объемных сплавов Гейслера является дуговая аргоновая плавка стехиометрической смеси металлов высокой чистоты, которые в ходе этого процесса должны переплавляться несколько раз [8, 9]. В работе

[10] синтез сплавов Гейслера осуществлялся при помощи метода механоактивационной обработки (МА). Длительность и высокое энергопотребление являются существенными недостатками этих методов.

В настоящей работе для получения сплава Гейслера на основе системы Cu–Ti–Al использован более технологически простой и менее энергозатратный метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [11–13], исследован структурно-фазовый состав интерметаллида и рассмотрены его электрофизические свойства.

Методика эксперимента

Исходные порошки меди (марки ПМС, $d \sim 30$ мкм), титана (ПТМ, $d \sim 40$ мкм) и алюминия (АСД-4, $d \sim 6$ мкм) тщательно смешивали в течение 10 мин в мольном соотношении $2\text{Cu} : \text{Ti} : \text{Al}$ в фарфоровой ступке до получения однородной массы. Из полученной смеси прессовали образцы цилиндрической формы диаметром 12 мм и высотой 15 мм, которые помещали в реакционную печь высотой 80 мм и диаметром 20 мм, где их нагревали до момента иницирования реакции в вакууме ($1,33 \cdot 10^{-3}$ Па). Температуру измеряли вольфрам-рениевой термопарой ВР-5/20, прокатанной до толщины 20 мкм и размещенной на нижнем основании образца. После иницирования СВС-реак-

ции (яркое свечение образца) нагрев реакционной печи отключали.

Синтезированный материал исследовали методами рентгеновской дифрактометрии (дифрактометр ДРОН-3М, излучение CuK_α с шагом съемки $0,02^\circ$), электронной микроскопии (сканирующий электронный микроскоп LEO 1450 VP с системой энергодисперсионного анализа INCA 300). Микротвердость определяли методом Виккерса на твердомере ПМТ-3.

Удельное электросопротивление измеряли на образцах прямоугольного сечения размером $1,2 \times 1,2 \times 15,0$ мм стандартным 4-контактным методом на постоянном токе [14]. Для снятия возможных остаточных напряжений исследуемые образцы перед измерениями подвергались термообработке в вакууме в течение 30 мин при температуре 1000 К. Следует отметить, что значения электросопротивления образцов, измеренные до и после термообработки при комнатной температуре, совпадали. Все эксперименты проводились в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Скорость изменения температуры в диапазонах 90–740 К и 820–1000 К при цикле нагрев/охлаждение составляла 6 К/мин, а в интервале 740–820 К — 1,8 К/мин.

Магнитные характеристики измеряли с помощью вибрационного магнитометра M4500 EG&G.

Дифференциальный термический анализ (ДТА) проводили на термоанализаторе NETZSCH (STA 449 F1) при $T = 700 \div 1400$ К.

Результаты и их обсуждение

Как показали эксперименты, горение реакционной смеси $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$ в ходе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза происходило во фронтальном режиме со скоростью $\sim 10 \div 15$ мм/с. Визуальные наблюдения и видеорегистрация процесса показали, что в результате нагрева образца СВС-реакция инициировалась в верхней его части, что, по-видимому, связано с теплотериями (образец находился на керамической подставке). На рис. 1 представлена последовательность видеок кадров распространения фронта горения. Как видно, на начальном этапе присутствует искажение фронта горения, который затем постепенно выравнивается и распространяется вдоль оси образца сверху вниз.

На рис. 2 приведена термограмма процесса горения смеси $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$ в вакууме. Учитывая, что термопара находилась в углублении на нижнем основании образца, а его толщина составляла 15 мм при высоте нагревательного элемента печи 80 мм, можно сделать предположение о равномер-

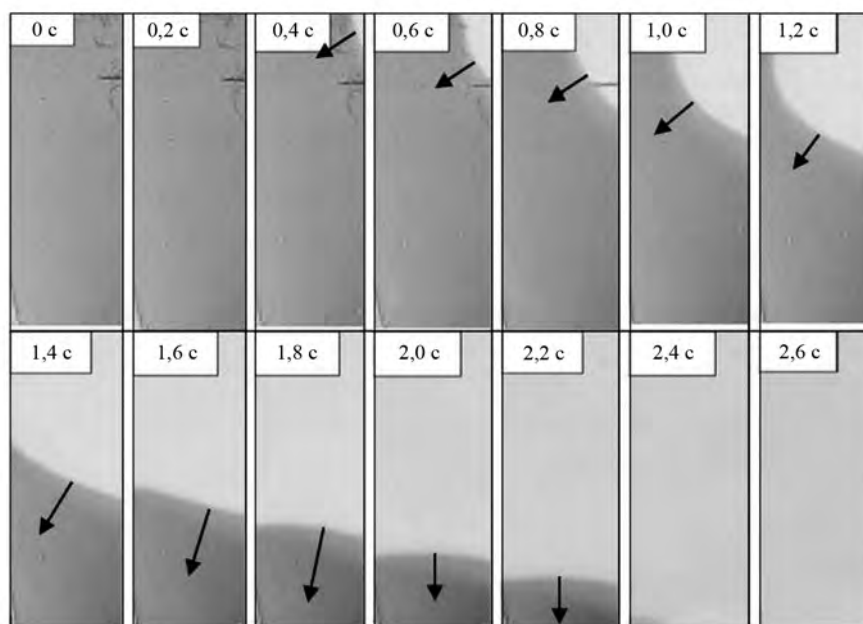


Рис. 1. Видеок кадры процесса горения реакционной смеси $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$

Стрелками указано направление распространения фронта горения

Fig. 1. Still frames of $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$ reaction mixture combustion process

Arrows indicate burning front distribution directions

ном прогреве образца до момента инициирования реакции. Максимальная температура горения в вакууме достигала 1255 К (что меньше температуры плавления меди $T_{\text{пл}} = 1356$ К).

Количественный рентгенофазовый анализ (по методу Ритвельда) продуктов горения смеси системы Cu—Ti—Al (рис. 2) показал, что основной является фаза Гейслера Cu_2TiAl , массовое содержание которой составляет 96,4 %. Период решетки сплава Гейслера, синтезированного методом СВС, составил $a = 0,6049$ нм, что согласуется с результатами работ [15–17]. На дифрактограмме присутствуют также слабые пики алюминидов меди Cu_9Al_4 и титана Ti_3Al_2 . Можно предположить,

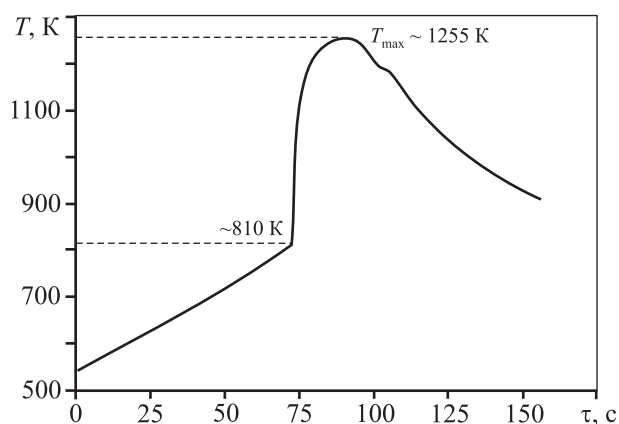


Рис. 2. Термограмма процесса горения смеси 2Cu + Ti + Al в вакууме

Fig. 2. Temperature profile of 2Cu+Ti+Al mixture combustion in vacuum

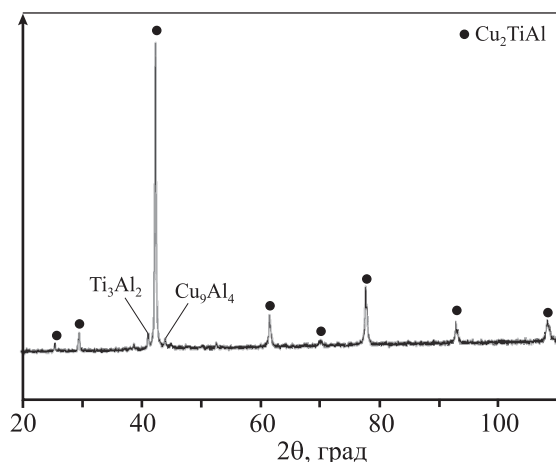


Рис. 3. Дифрактограмма продукта горения реакционной смеси 2Cu + Ti + Al

Fig. 3. XRD pattern of 2Cu+Ti+Al reaction mixture combustion product

что для гомогенизации состава синтезированного сплава необходимо провести дополнительную термообработку.

На фотографиях микроструктуры продукта горения (рис. 4) отчетливо видны округлые (практически равноосные) кристаллизованные зерна тройной фазы Cu_2TiAl , что указывает на равномерный прогрев объема образца и медленное охлаждение после СВС, сопровождающееся процессом рекристаллизации. Энергодисперсионный анализ в точках 1 и 2 шлифа и в точках 1, 2, 3 и 4 излома показал, что полученные значения близки по химическому составу фазе Гейслера, ат. %: 50 Cu, 25 Ti и 25 Al. Средний размер зерна составляет ~20 мкм. Зерна тройной фазы окружены прослойкой на основе алюминидов меди и титана, а также недореагировавшей меди (см. рис. 4, б, т. 5 и 6).

Вследствие остаточной пористости синтезированного образца ($P \sim 21\%$) его измеренная плотность составила $5,0 \text{ г/см}^3$, что значительно ниже ее теоретического значения $6,01 \text{ г/см}^3$. Средняя величина микротвердости образца H_{μ} составляет 4980 МПа с увеличением до 7300 МПа внутри зерна и падением до 3200 МПа в межзеренных прослойках.

Результаты измерений зависимости удельного электросопротивления (ρ) синтезированного продукта от температуры в ее диапазоне 90–1000 К показали хорошую воспроизводимость для всего исследованного интервала (рис. 5). При комнатной температуре ($T = 300$ К) значение ρ составило $0,3 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$. Характер поведения кривой указывает на металлический тип проводимости, при котором сопротивление растет линейно с увеличением температуры. Выход на плато не наблюдается, при этом верхний предел измерений температуры был ограничен 1000 К, так как уже при $T = 1300$ К соединение Cu_2TiAl начинает плавиться (см. результаты ДТА на рис. 7, б и [18]).

В интервале $T = 770\div 790$ К на температурной зависимости электросопротивления наблюдалось значительное (более чем в 2 раза) изменение температурного коэффициента сопротивления (ТКС), составляющего $0,0042 \text{ К}^{-1}$, по сравнению со значением $0,002 \text{ К}^{-1}$ в диапазонах $T = 300\div 770$ и $790\div 1000$ К. Это видно по изменению угла наклона кривой температурной зависимости электросопротивления, а как известно, ТКС равен тангенсу угла ее наклона. Данная особенность зафиксирована для всех исследуемых образцов и имела обратимый характер при цикле нагрев/охлаждение.

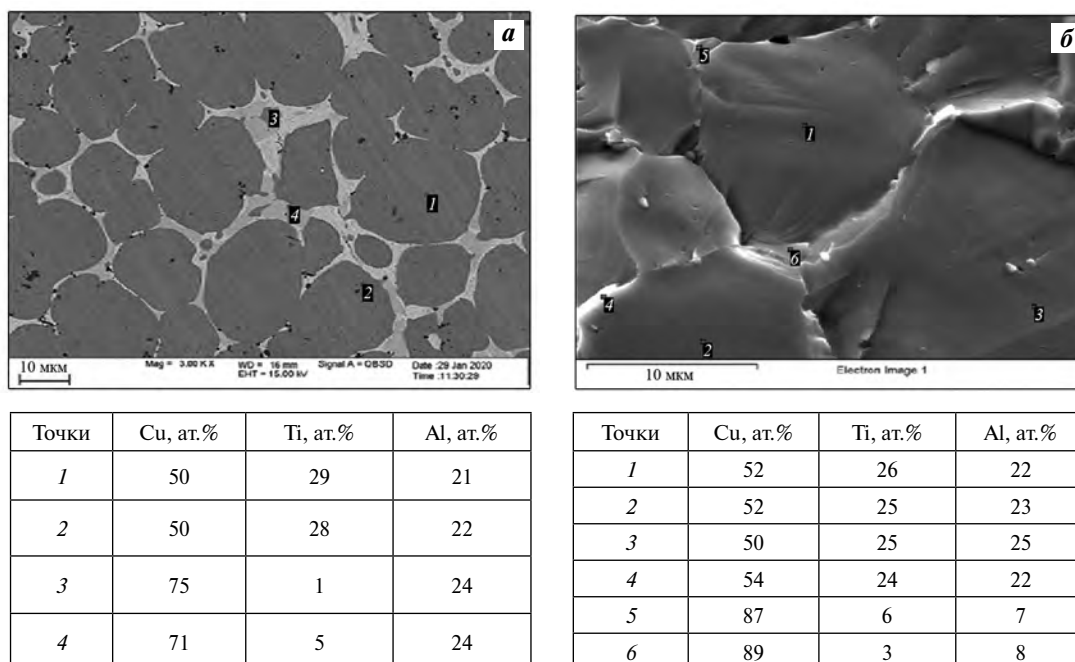


Рис. 4. Микрофотографии шлифа (*a*) и излома (*б*) продукта горения реакционной смеси 2Cu + Ti + Al и данные энергодисперсионного анализа

Fig. 4. Microphotographs of cross section (*a*) and fracture surface (*b*) of combustion product of 2Cu+Ti+Al reaction mixture and energy-dispersive analysis data

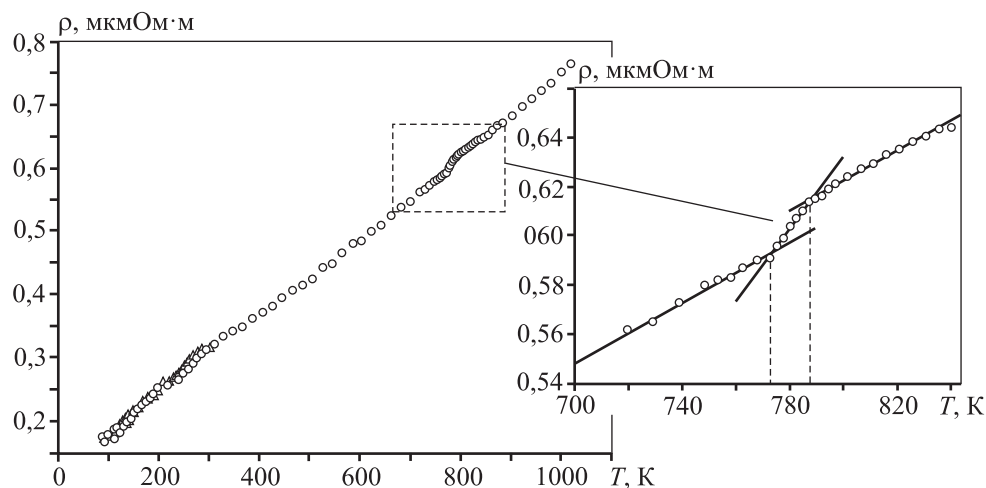


Рис. 5. Зависимость удельного электросопротивления от температуры продукта горения реакционной смеси 2Cu + Ti + Al

Fig. 5. Dependence of specific electrical resistivity on 2Cu+Ti+Al reaction mixture combustion product temperature

дение. Похожее поведение кривых зависимости электросопротивления от температуры упоминается в работе, посвященной изучению упорядочения нестехиометрического карбида титана [19].

Методом высокотемпературного РФА не удалось обнаружить изменения фазового состава об-

разца интерметаллида на основе Cu_2TiAl (рис. 6), выявлено только уширение линий в области $T = 770\div 790$ K.

Такие результаты могут быть обусловлены как пределом чувствительности РФА (≥ 2 об. %), так и несовпадением режимов проведения экспериментов ДТА, измерения электросопротивления

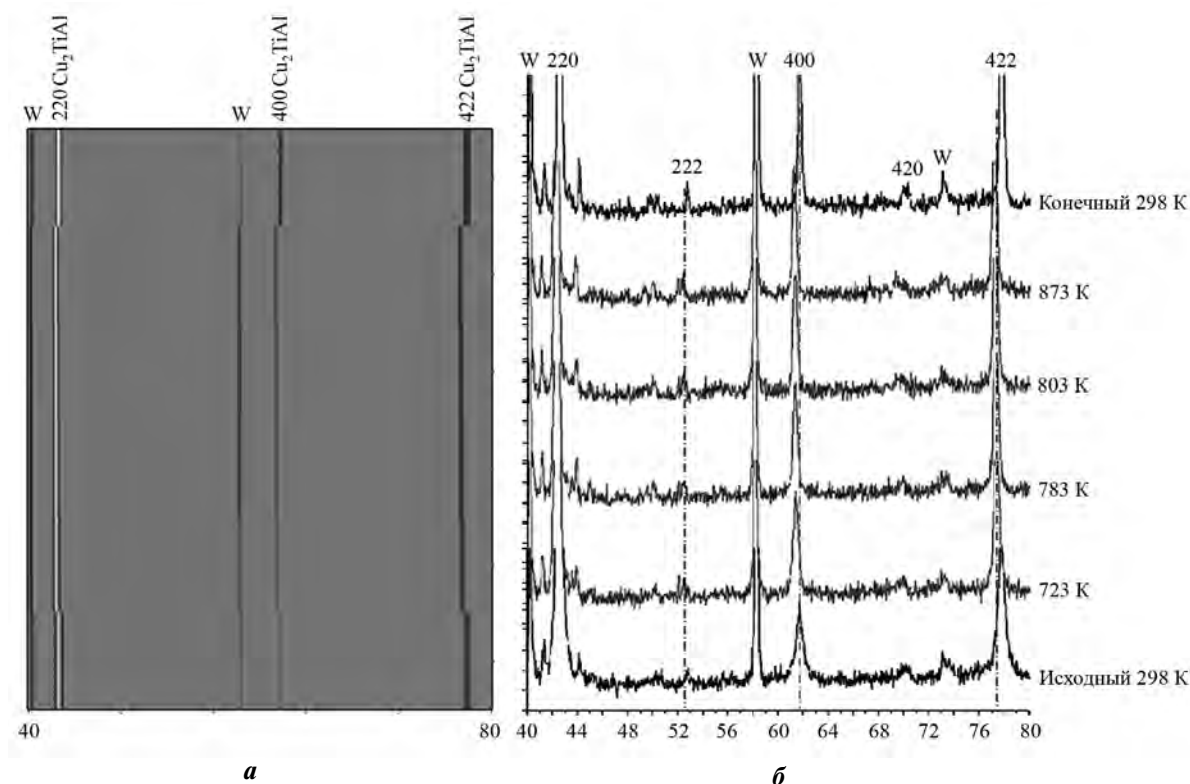


Рис. 6. Результаты высокотемпературного рентгенофазового анализа интерметаллидного сплава Cu_2TiAl

a – излучение CuK_α ; угловой интервал съемки $40\text{--}80^\circ$; экспозиция 2 с; время съемки *I* спектра 33 мин 30 с; скорость нагрева 50 К/мин
б – ступенчатый нагрев порошка Cu_2TiAl : 298 К $\rightarrow$ 723 К $\rightarrow$ 783 К $\rightarrow$ 803 К $\rightarrow$ 873 К $\rightarrow$ 298 К

Fig. 6. Results of high-temperature X-ray diffraction analysis of Cu_2TiAl intermetallic alloy

a – CuK_α radiation; $40\text{--}80^\circ$ angular photography interval; 2 s exposition; Spectrum *I* photography time 33 min 30 s; 50 K/min heating rate
б – Cu_2TiAl powder stage heating: 298 K $\rightarrow$ 723 K $\rightarrow$ 783 K $\rightarrow$ 803 K $\rightarrow$ 873 K $\rightarrow$ 298 K

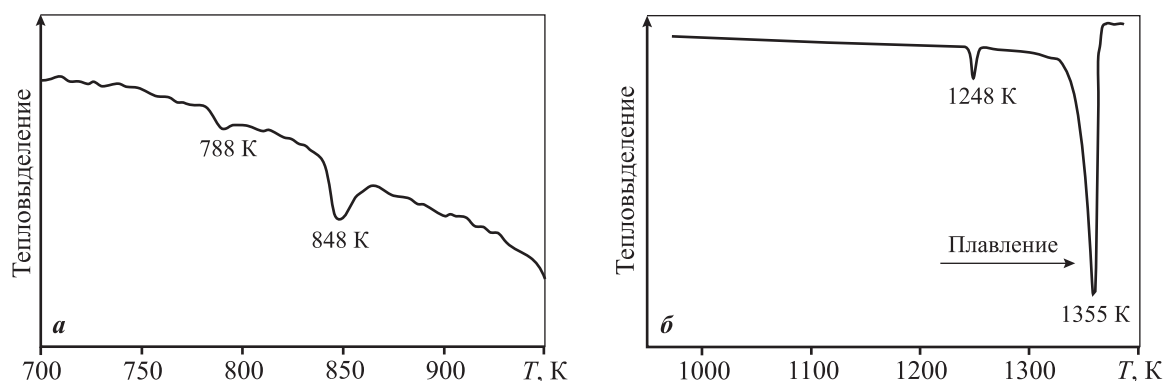


Рис. 7. Результаты дифференциально-термического анализа продукта горения смеси $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$ в диапазонах температур 700–950 К (*a*) и 950–1400 К (*б*)

Fig. 7. Differential thermal analysis results for $2\text{Cu} + \text{Ti} + \text{Al}$ mixture combustion product in 700–950 K (*a*) and 950–1400 K (*б*) temperature ranges

и высокотемпературного рентгена. Так, скорость изменения температуры для электроизмерений в интервале 740–820 К составляла 1,8 К/мин, для ДТА – 10 К/мин, а при высокотемпературных

рентгенофазовых измерениях – 50 К/мин. Известно, что процессы упорядочения проводятся при малых темпах изменения температуры.

В работе [20] также отмечается необычное по-

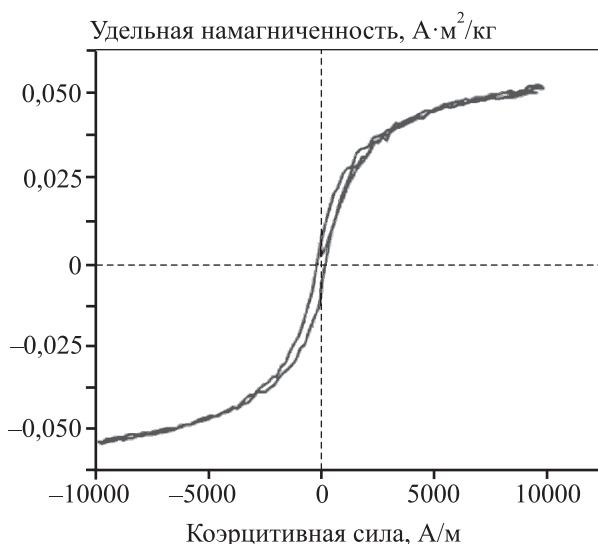


Рис. 8. Кривая намагниченности продукта горения смеси 2Cu + Ti + Al

Fig. 8. 2Cu + Ti + Al mixture combustion product magnetization curve

ведение температурной зависимости электросопротивления для состава $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Al}_x$, где $x = 25$ соответствует соединению Cu_2TiAl . Это может быть объяснено контактным плавлением на межфазных границах и перераспределением и упорядочением структурных составляющих. Согласно [21] в интервале $T = 800\div 870$ К происходит эвтектический распад располагающегося по границам зерен Cu_3Al на Cu и Cu_9Al_4 , что может отражаться на изменении температурной зависимости электросопротивления. Этому распаду соответствуют, по всей видимости, слабые эндопики на ДТА-кривой в данном интервале температур (рис. 7, а). Эндопик в районе 1248 К (рис. 7, б) вероятнее всего относится к реакции $L + \text{CuTiAl} \leftrightarrow \alpha\text{-Ti} + \text{Cu}_2\text{TiAl}$ согласно вариантным взаимодействиям в системе Cu—Ti—Al [22].

Тем не менее точное объяснение причин такого поведения электросопротивления в области $T = 770\div 790$ К для синтезированного продукта Cu_2TiAl требует проведения дополнительных экспериментов.

Результаты магнитных измерений показали слабую ферромагнитность синтезированного продукта — наличие петли гистерезиса (рис. 8). Максимальное значение остаточной намагниченности (σ_s) при комнатной температуре составило $0,0069 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{кг}$. Величина коэрцитивной силы (значение напряженности магнитного поля, необходимое для полного размагничивания ис-

следуемого сплава) составляет $H_c = 196 \text{ A}/\text{м}$. Для выяснения природы ферромагнетизма в синтезированном в работе продукте необходимы дальнейшие исследования, так как намагниченность может быть обусловлена присутствием примесей в исходных компонентах.

Заключение

Продemonстрирована возможность получения интерметаллического сплава на основе фазы Гейслера Cu_2TiAl методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза реакционной смеси системы Cu—Ti—Al.

Исследованы фазовый состав, микроструктурные особенности синтезированного продукта, включая температурную зависимость электросопротивления и магнитные свойства. Характер поведения кривой электросопротивления указывает на металлический тип проводимости, при котором сопротивление растет линейно с увеличением температуры. Выявлено, что синтезированный сплав обладает слабой ферромагнитностью: максимальное значение остаточной намагниченности при комнатной температуре ($T = 300 \text{ K}$) составило $0,0069 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{кг}$.

Литература/References

1. Zhu K., Zhao Y., Qu H., Wu Zh., Zhao X. Microstructure and properties of burn-resistant Ti—Al—Cu alloys. *J. Mater. Sci.* 2000. Vol. 35. P. 5609—5612.
2. Salehi M., Hosseini R. Structural characterization of novel Ti—Cu intermetallic coatings. *Surf. Eng.* 1996. Vol. 12. No. 3. P. 221—224.
3. Середя Б.П. Диффузионное титанирование как метод повышения износостойкости латуни и бронзы в агрессивных средах. URL: http://www.zgia.zp.ua/gazeta/METALLURG_26_14.pdf. Sereda B.P. Diffusion titaniation as a method of improving wear resistance of brass and bronze in aggressive environment (In Russ.)
4. Евстропов Д.А. Формирование структуры и свойств композиционных покрытий Cu—Ti-системы на поверхности медных деталей: Автореф. дис. канд. техн. наук. Волгоград: ВолгГТУ, 2016. Evstropov D.A. Structure formation and properties of composite coatings of the Cu—Ti system on the surface of copper parts: Abstract of dissertation of PhD. Volgograd: VolgGTU, 2016 (In Russ.).
5. Chen X., Zhang F., Chi M., Yang S., Wang S., Li X., Zheng S.

- Microstructure, superelasticity and shape memory effect by stress-induced martensite stabilization in Cu—Al—Mn—Ti shape memory alloys. *J. Mater. Sci. Eng.* 2018. Vol. 236. P. 1—10.
6. Tian J., Zhu W., Wei Q., Wen S., Li S., Song B., Shi Yu. Process optimization, microstructures and mechanical properties of a Cu-based shape memory alloy fabricated by selective laser melting. *J. Alloys Compd.* 2019. Vol. 785. P. 754—764.
 7. Li S., Takahashi Y.K., Sakuraba Y., Chen J. Current-perpendicular-to-plane giant magnetoresistive properties in $\text{Co}_2\text{Mn}(\text{Ge}_{0.75}\text{Ga}_{0.25})/\text{Cu}_2\text{TiAl}/\text{Co}_2\text{Mn}(\text{Ge}_{0.75}\text{Ga}_{0.25})$ all-Heusler alloy pseudo spin valve. *J. Appl. Phys.* 2016. Vol. 119. P. 093911. DOI: 10.1063/1.4942853.
 8. Christiph Leyens, Manfred Peters. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. Wiley-VCH Verlag GmbH & KGA. 2003. P. 1—532. DOI: 10.1002/3527602119.
 9. El-Sayed M. Sherif, Hany S. Abdo, Fahamsyah H. Latief, Nabeel H. Alharthi, Sherif Zein El Abedin. Fabrication of Ti—Al—Cu new alloys by inductive sintering, characterization, and corrosion evaluation. *J. Mater. Res. Tech.* 2019. Vol. 8. No. 5. P. 4302—4311. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.07.040.
 10. Espinoza R., Palma R., Sepulveda A., Fuenzalida V. Microstructural characterization of dispersion-strengthened Cu—Ti—Al alloys obtained by reaction milling. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 454—455. P. 183—193. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.042.
 11. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1989.
Itin V.I., Naiboredenko V.I. High temperature synthesis of intermetallic compounds. Tomsk: Tomsk University, 1989 (In Russ.).
 12. Рогачев А.С., Мукасян А.С. Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетику. М.: Физматлит, 2012.
Rogachev A.S., Mukasyan A.S. Combustion for material synthesis. Moscow: Fizmatlit, 2012 (In Russ.).
 13. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. *Inter. Mater. Rev.* 2017. Vol. 62. No. 4. P. 203—239. DOI: 10.1080/09506608.2016.1243291.
 14. Карпов А.В., Морозов Ю.Г., Бунин В.А., Боровинская И.П. Влияние оксида иттрия на электропроводность нитридной СВС-керамики. *Неорган. матер.* 2002. Т. 38. No. 6. С. 762—766.
Karpov A.V., Morozov Yu. G., Bunin V.A., Borovinskaya I.P. Effect of yttria additions on the electrical conductivity of SHS nitride ceramics. *Inorg. Mater.* 2002. Vol. 38. No. 6. P. 631—634. DOI: 10.1023/A:1015881922939.
 15. Ugur G., Bozan I. Electronic, elastic and vibrational properties of Cu_2TMAI (TM = Sc, Ti, Cr) from first-principles calculations. In: *Sci. Proc. XII Inter. Congr. «Machines, Technologies, Materials»*. 2015. P. 112—113.
 16. Pang M., Zhan Y., Wang H., Jiang W., Du Y. Ab initio study of AlCu_2M (M = Sc, Ti and Cr) ternary compounds under pressures. *Comput. Mater. Sci.* 2011. Vol. 50. P. 2930.
 17. Dwight A., Kimball C. ScT_2X and LnT_2X compounds with the MnCu_2Al -type structure. *J. Less-Common Metals.* 1987. Vol. 127. P. 179—182.
 18. Liu X., Wang C. Phase equilibria and phase transformation of the body-centered cubic phase in the Cu-rich portion of the Cu—Ti—Al system. *J. Mater. Res.* 2008. Vol. 23. No. 10. P. 2674—2684.
 19. Липатников В.Н., Коттар А., Зуева Л.В., Гусев А.И. Фазовые превращения порядок-беспорядок и электросопротивление нестехиометрического карбида титана. *Физика твердого тела.* 1998. Т. 40. No. 7. С. 1332—1340.
Lipatnikov V.N., Kottar A., Zuyeva L.V., Gusev A.I. Disorder-order phase transformations and electrical resistivity of nonstoichiometric titanium carbide. *Fizika tverdogo tela.* 1998. Vol. 40. No. 7. P. 1332—1340 (In Russ.).
 20. Mizutani U., Yamada Y., Ito Y. Collected abstracts of 1986 spring meeting of Japan Inst. Metals. P. 63.
 21. Lazurenko D., Bataev I., Ogneva T., Maliutina I., Mali V., Jorge A., Stark A., Pyczak F. Synthesis of metal-intermetallic laminate (MIL) composites with modified Al_3Ti structure and in situ synchrotron X-ray diffraction analysis of sintering process. *Mater. Design.* 2015. Vol. 151. P. 8—16. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.038.
 22. Landolt-Bornstein. Ternary alloy systems (Phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data). *Mater. Sci. Int. Team MSIT.* 2008. P. 156—173.