

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.25'3:539.89:669.017.3

**СПЛАВЫ Co–Cu, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ
ИЗ ПОРОШКОВЫХ ПРЕКУРСОРОВ С РАЗЛИЧНОЙ КОНТАКТНОЙ
ПОВЕРХНОСТЬЮ И ЭНЕРГОНАСЫЩЕННОСТЬЮ**

© 2009 г. Р. С. Исаков*, Л. А. Кузовникова**, Е. А. Денисова*,
С. В. Комогорцев*, А. Д. Балаев*

*Институт физики СО РАН, 660036 Красноярск, Академгородок

**Филиал ИрГУПС, 660028 Красноярск, ул. Л. Кеңовели, 89

Поступила в редакцию 08.04.2008 г.

Методом механического сплавления различных реакционных смесей (механической смеси Co и Cu; композиционных порошков $(Co_{(100-y)}P_{(y)})_{100-x}/Cu_x$ с кристаллическим ядром; композиционных порошков $(Co_{(100-y)}P_{(y)})_{100-x}/Cu_x$ с аморфным ядром) получены сплавы Co–Cu. Исследование комплексом структурных и магнитоструктурных методов показало, что все полученные сплавы представляют собой неоднородный наноконпозиционный материал, состоящий из фаз твердого раствора на основе меди и твердого раствора на основе кобальта. В процессе механического сплавления композиционных порошков наблюдается изменение параметров, чувствительных к структуре ближнего порядка в обеих фазах полученных сплавов: в твердом растворе на основе меди – параметра решетки, определяемого из рентгенограмм, а в твердом растворе на основе кобальта – величины константы Блоха, чувствительной к ближнему порядку. В сплавах, приготовленных из композиционных порошков с аморфным ядром, за времена перемолта 1.5–2 ч величина параметра решетки a и константы Блоха B достигают значений, соответствующих метастабильным твердым растворам $Co_{100-x}Cu_x$. Эти времена на 1–2 порядка меньше характерных времен получения метастабильных твердых растворов Co–Cu стандартными методами механосплавления из смесей порошков.

PACS: 81.20.Ev, 81.40.Gd

ВВЕДЕНИЕ

Метод механического сплавления (МС) позволяет получать бинарные метастабильные твердые растворы в системах с положительной энтальпией смешения, таких как сплавы Fe–Cu, Ag–Cu, Co–Cu. В этой работе мы изучали механохимическое сплавление Co и Cu – двух металлов (различных по пластичности), для которых смешиваемость отсутствует как в твердом, так и в жидком состоянии. Система Co–Cu не образует интерметаллических соединений и имеет пренебрежимо малую взаимную растворимость в равновесном состоянии при температурах ниже 600°C, поскольку имеет большую положительную энтальпию смешения. Согласно экспериментам и термодинамическим расчетам, в рамках модели Миедема в системе Co + 20ат.%Cu энтальпия смешения составляет +8 кДж/моль, в системе Co + 50ат.%Cu ≈ +12 кДж/моль [1]. В ряде работ [2–4] сообщается о получении метастабильных твердых растворов Co–Cu различной концентрации (вплоть до 50 ат. %) с размерами кристаллитов от 5 до 20 нм и уровнем избыточной энергии до 10 кДж/моль из смеси металлургических порошков Co и Cu (с размером частиц от 70 до 150 мкм) методом механосплавления в течение 20–50 ч (в зависимости от мощности активатора).

При таком методе получения значительные затраты механической работы и значительные времена синтеза связаны с созданием межфазной поверхности – поверхности контакта частиц реакционной смеси. Например, в работе [5] экспериментально установлена прямая корреляция величины площади межзеренных либо межфазных границ и потребляемой для этого в процессе механосплавления энергии. Действительно, взаимное проникновение атомов начинается на поверхности контакта компонентов, поэтому образование межфазной поверхности является одним из важных факторов на начальной стадии реакции. Для уменьшения затрат времени большая контактная поверхность между металлами может быть создана изначально, например, в результате предварительного нанесения покрытия из одного металла на частицы другого металла [6, 7]. Аналогичная идея была высказана и реализована в работе [8] для проведения механического сплавления порошков тугоплавкого и легкоплавкого металлов. Здесь в ходе МС контактная поверхность создавалась в результате смачивания частиц тугоплавкого металла расплавом легкоплавкого уже на начальных стадиях механического сплавления. Отметим, что такой подход применим только к системам, содержащим легкоплав-

кий компонент. Другим способом уменьшения энергетических затрат и сокращения времен синтеза является использование прекурсоров, уже обладающих избыточной энтальпией (напр., аморфные и нанокристаллические частицы). В работе [9] авторы управляли скоростью реакции механического сплавления, проводя механосинтез Co и Cu в вибромельнице при различных температурах: от 80 до 525 К.

Мы исследовали формирование сплавов Co–Cu, полученных механосплавлением, используя следующий набор исходных реагентов: 1 – механическая смесь порошков $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{50}\% + \text{Cu}_{50}\%$; 2 – композиционные порошки “ядро–оболочка” с кристаллическим ядром $(\text{Co}_{95}\text{P}_5)_{50}/\text{Cu}_{50}$; 3 – композиционные порошки с аморфным ядром $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{80}/\text{Cu}_{20}$; 4 – композиционные порошки с аморфным ядром $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{50}/\text{Cu}_{50}$. Таким образом, мы получили возможность сравнить сплавы, полученные из компонентов без исходной контактной поверхности (1) со сплавами того же состава, где такая поверхность максимальна (4). Также мы получили возможность выявить влияние энергосыщенности прекурсора, сравнивая сплавы, полученные из композиционных порошков с кристаллическим (2) ядром и аморфным (3, 4), обладающим значительной избыточной энтальпией.

МЕТОДИКА ПРИГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ

Прекурсоры для механосплавления Co и Cu были получены комбинированным методом химического осаждения, основанным на реакции восстановления металлов из водных растворов соответствующих солей. Вначале из водных растворов солей Co (CoSO_4) при использовании в качестве восстановителя гипофосфита натрия (NaH_2PO_2) были получены высокодисперсные порошки сплава CoP ($T = 80^\circ\text{C}$) [10]. Концентрацию фосфора определяли методом химического анализа (точность – ± 0.5 ат. % P). Затем частицы сплава CoP покрывались оболочкой из нанокристаллической меди различной толщины. Для нанесения медного покрытия на порошки CoP в качестве восстановителя использовали формальдегид. Были приготовлены следующие исходные реагенты: 1 – механическая смесь порошков $\text{Co}_{88}\text{P}_{12} + \text{Cu}$ (50 : 50); 2 – композиционные порошки “ядро–оболочка” $(\text{Co}_{95}\text{P}_5)_{50}/\text{Cu}_{50}$; 3 – композиционные порошки $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{80}/\text{Cu}_{20}$; 4 – композиционные порошки $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{50}/\text{Cu}_{50}$. Ранее исследования порошков и покрытий CoP, полученных химическим осаждением [10, 11], показали, что в сплавах CoP при концентрации фосфора $Y < 5$ ат. % P реализуется ГПУ-структура, а в области $Y > 9$ ат. % P сплав был в аморфном состоянии. В работе [12] было установлено, что порошки сплава $\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$, полученные таким способом, пребывают в

аморфном состоянии и состоят из частиц сферической формы с диаметрами в диапазоне от 0.1 до 3 мкм, а порошки сплава Co_{95}P_5 – из ограниченных частиц с размерами примерно того же диапазона. Таким образом, нами были приготовлены прекурсоры как на основе кристаллического (2), так и на основе аморфного (1), (3), (4) кобальта.

Механическое сплавление порошков осуществляли в шаровой планетарной мельнице АГО-2У в герметически закрытых стальных контейнерах. Размол проводили шарами из нержавеющей стали (диаметр – 5 мм) с ускорением шаров 20 g при весовом соотношении шары–порошок 10 : 1 в течение 0.5, 1, 2, 3 и 4 ч.

Для определения кристаллической структуры сплава, полученного при МС данных порошков, были проведены дифракционные исследования на дифрактометре ДРОН-3 с использованием $\text{Cu-K}\alpha$ -излучения. Как будет показано далее, данные, полученные из рентгеноструктурного анализа, позволяют нам проследить за изменениями структурных характеристик меди и твердого раствора на ее основе. При этом будут неисследованными процессы, происходящие в кобальтовой составляющей материала при МС. Для ликвидации этого пробела мы прибегли к исследованию магнитных свойств получаемого материала. Дело в том, что сплавы и твердые растворы на основе Co обладают ферромагнитным упорядочением. Поэтому изменения их структуры в ходе механического сплавления должны быть видны в изменениях основных магнитных характеристик материала, таких как намагниченность насыщения M_0 , константа Блоха B , чувствительных к ближнему порядку атомов кобальта. Измерения низкотемпературных зависимостей намагниченности $M(T)$ выполняли на вибрационном магнетометре во внешнем поле 20 кЭ и диапазоне температур 4.2 К–200 К.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены спектры рентгеновской дифракции исходных реакционных смесей, загружаемых в шаровую мельницу, и проб образцов, отбираемых после соответствующего времени механосинтеза. Результаты показывают, что при механообработке в течение 2 ч механической смеси аморфного кобальта и кристаллической меди (рис. 1а) существенных изменений атомной структуры элементов не обнаруживается: аморфный сплав CoP остается аморфным, дифракционные пики Cu уширяются, а их угловые координаты 2θ незначительно смещаются в область больших углов (пик (111) смещается от 43.20° до 43.48°). При МС порошков из композиционных частиц ситуация совершенно другая. Здесь уже после 0.5 ч дробления наблюдают структурные изменения. Но для композиционных частиц с

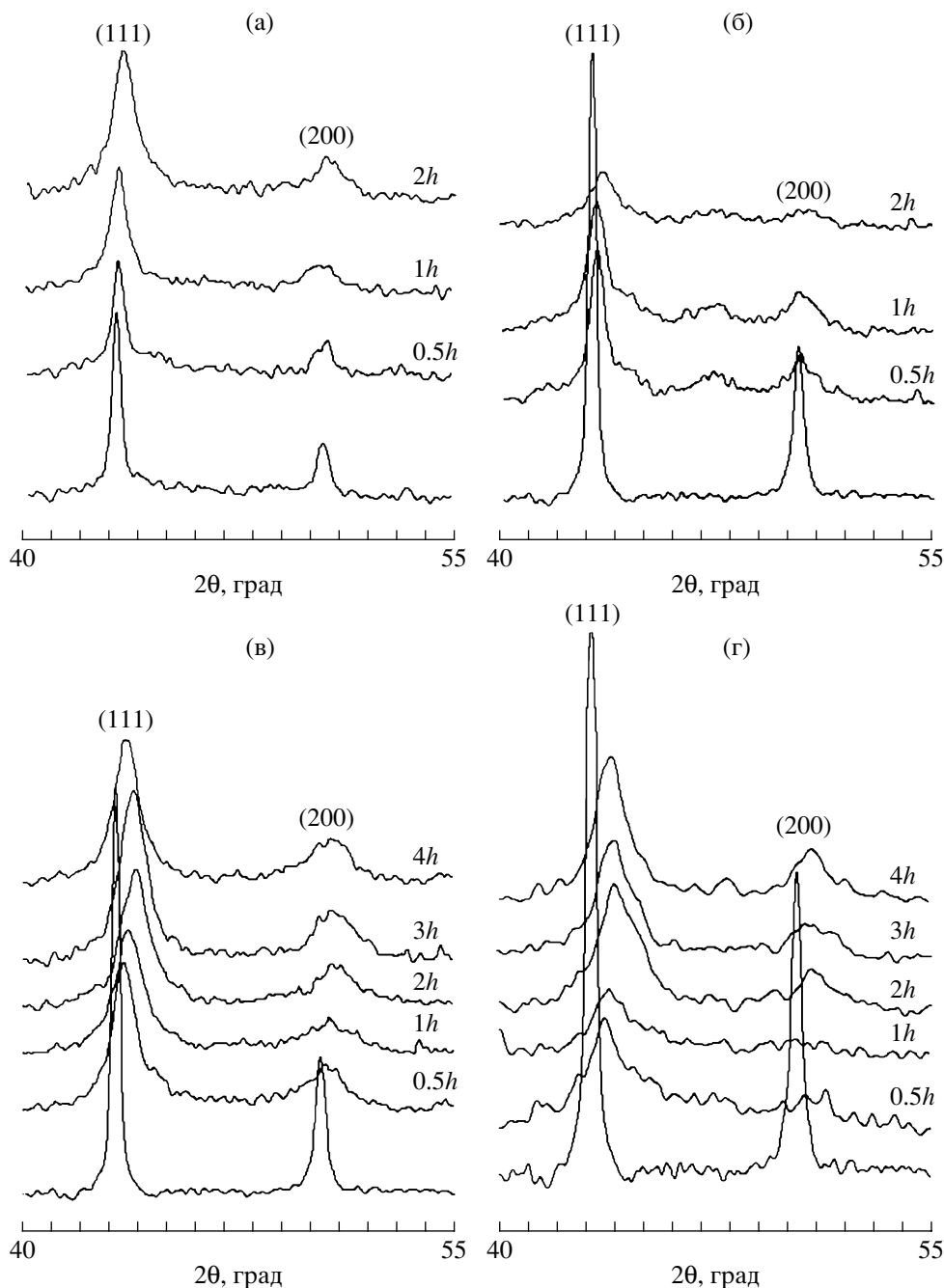


Рис. 1. Дифрактограммы сплавов, полученных механосплавлением:

а – смеси порошков $\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$ и Cu; б – композиционного порошка $(\text{Co}_{95}\text{P}_5)_{50}/\text{Cu}_{50}$; в – композиционного порошка $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{50}/\text{Cu}_{50}$; г – композиционного порошка $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{80}/\text{Cu}_{20}$.

аморфным ядром (рис. 1в, 1г) они более значительны, чем для композита с кристаллическим ядром (рис. 1б). Картина рентгеновской дифракции на рис. 1в, 1г показывает, что основная фаза полученного материала характеризуется ГЦК-структурой. Величины межплоскостных расстояний этой фазы (напрямую связанные с углами дифракционных пиков уравнением Вульфа-Брегга: $d_{hkl} = \lambda/2\sin\lambda$) меньше, чем в ГЦК-Cu, и больше,

чем в ГЦК-Co, что свидетельствует об образовании сплава Co–Cu. Увеличение времени МС приводит к незначительному уменьшению межплоскостных расстояний (при этом они всегда меньше межплоскостных расстояний ГЦК-Cu), а также уширению линий спектра рентгеновской дифракции.

Результаты рентгеноструктурного анализа (величины параметра a ГЦК-решетки сплава

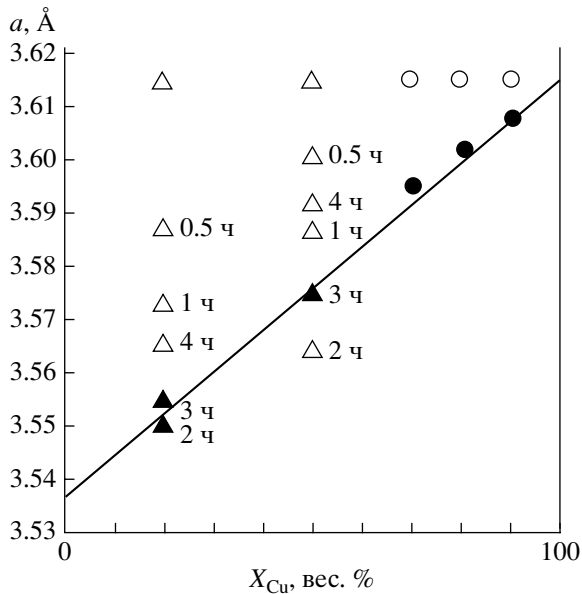


Рис. 2. Изменение параметра решетки меди в процессе механосплавления (Δ – данные настоящей работы, \circ – данные работы [14] исходные и после перемолта в течение 50 ч; сплошная линия – зависимость параметра решетки от концентрации кобальта в меди, рассчитанная по правилу Вегарда).

Со–Cu на основе меди, полученного из композиционных порошков с аморфным ядром) в суммированном виде приведены на рис. 2. Видно, что в результате 2–3 ч измельчения модифицированных порошков, величина параметра решетки приближается к прямой, соответствующей закону Вегарда для твердого раствора Со–Cu. Отметим, что при использовании стандартных металлургических порошков данное состояние достигается после 50–80 ч обработки [1, 13, 14].

Зависимость величины a от времени МС (рис. 3) для различных прекурсоров, содержащих равное количество Со и Cu, показывает, что использование в качестве исходных материалов для МС композиционных частиц, представляющих собой ядро кобальта, покрытого оболочкой меди, а также предварительное увеличение энергонасыщенности ядра композиционной частицы, эффективно ускоряет процесс механосплавления. Отметим возможную прикладную значимость этого результата: снижение энергозатрат при проведении механического сплавления (за счет сокращения времени формирования сплава), а также уменьшение уровня загрязнения конечного продукта материалом мелющих тел и барабанов, загрязнение окислами в случае проведения реакции на воздухе.

Измеренная температурная зависимость намагниченности сплавов $M(T)$ (рис. 4) показывает, что измельчение в шаровой мельнице приводит к уменьшению средней величины и возрастанию

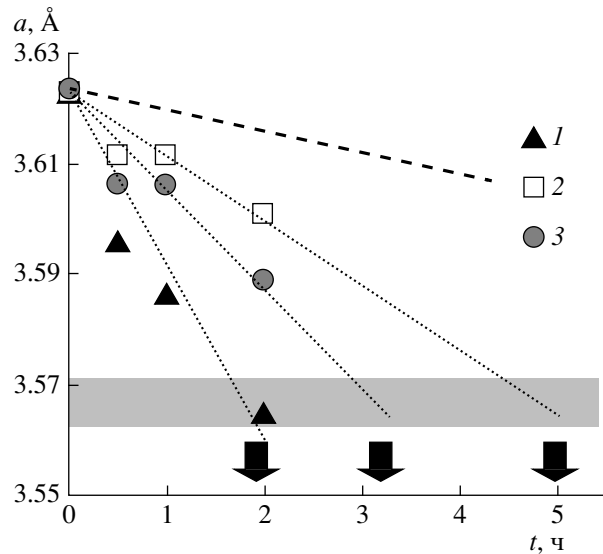


Рис. 3. Зависимость параметра решетки образцов от длительности процесса механосплавления: 1 – композиционный порошок $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{50}/\text{Cu}_{50}$; 2 – механическая смесь $\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$ и Cu порошков (50 : 50); 3 – композиционный порошок $(\text{Co}_{95}\text{P}_5)_{50}/\text{Cu}_{50}$. Серая область соответствует величинам параметра решетки твердого раствора $\text{Co}_{50}\text{Cu}_{50}$.

температурного градиента намагниченности сплавов. Качественный вид низкотемпературных зависимостей намагниченности $M(T)$ говорит о том,

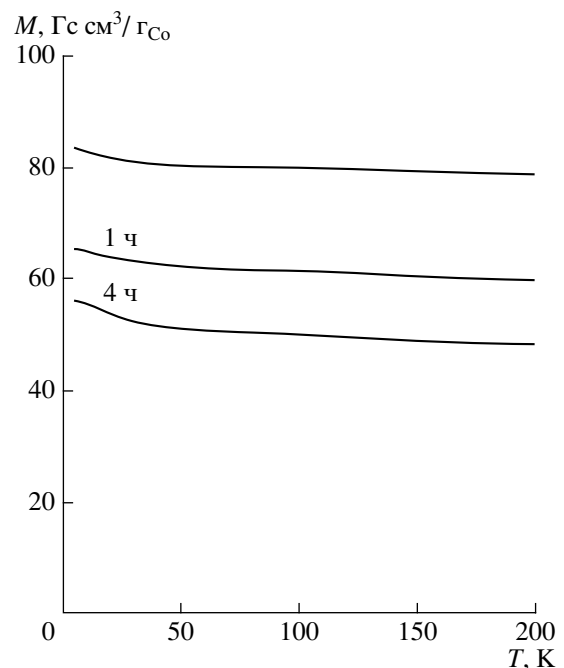


Рис. 4. Температурная зависимость намагниченности $M(T)$ ($H = 20$ кЭ): композиционных порошков $(\text{Co}_{88}\text{P}_{12})_{80}/\text{Cu}_{20}$ до и после МС в течение 1 и 4 ч сплавов.

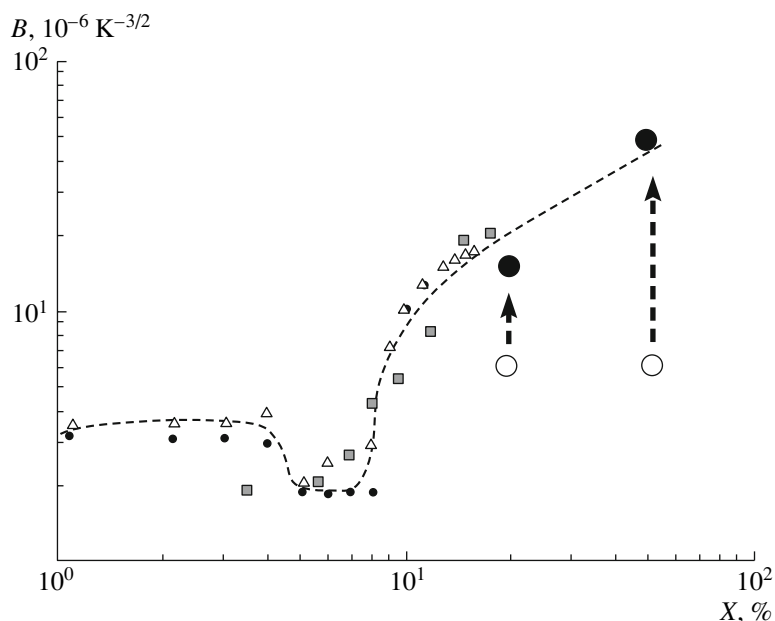


Рис. 5. Зависимость константы Блоха B в сплавах кобальта в зависимости от содержания второго компонента [11, 16, 17]: \triangle – данные работы [16] для пленок CoZr; \bullet – данные работы [17] для покрытий CoP; \blacksquare – данные работы [11] для порошков CoP; \circ , \bullet – данные настоящей работы для композита CoCu до и после МС в течение 2 ч.

что часть полученного сплава находится в парамагнитном либо суперпарамагнитном состоянии, другая же часть находится в ферромагнитном состоянии. Последнее означает, что получаемый сплав содержит как области твердого раствора богатые Co (ферромагнитная фаза), так и области, где отдельные атомы и малые кластеры Co обменно не связаны (суперпарамагнитная фаза). Мы аппроксимировали экспериментальную зависимость $M(T)$ следующим теоретическим выражением:

$$M(T) = a_0 - a_1 T^{3/2} + a_2 L\left(\frac{a_3}{T}\right), \quad (1)$$

где $L(x) = \text{cth}(x) - \frac{1}{x}$ (функция Ланжевена). Пер-

вые два слагаемых в этом выражении описывают снижение намагниченности ферромагнитной фазы сплава за счет тепловых спиновых волн (закон Блоха $T^{3/2}$): $a_0 - a_1 T^{3/2} \equiv M_f v_f (1 - BT^{3/2})$, где M_f – средняя намагниченность ферромагнитной составляющей; v_f – ее объемная доля; B – средняя константа Блоха (параметр непосредственно связанный с эффективной обменной константой ферромагнитного материала $B \sim A^{-2/3}$ [15]). Третье слагаемое описывает температурное снижение восприимчивости в суперпарамагнитной фазе, задаваемое функцией Ланжевена [16],

$$a_2 L\left(\frac{a_3}{T}\right) \equiv M_{sp} v_{sp} L\left(\frac{M_{sp} H V_{sp}}{kT}\right),$$

где M_{sp} – средняя намагниченность частиц суперпарамагнитной составляющей, v_{sp} – ее объемная доля, V_{sp} – средний объем суперпарамагнитной частицы. Выражение (1) хорошо описывает экспериментальные зависимости $M(T)$ (рис. 4). Величины параметров a_0, a_1, a_2, a_3 определены, их подробный анализ дан в работе [17]. Здесь же проведем анализ величин константы Блоха ($B = a_1/a_0$). Величины B для исходного композиционного порошка и порошков, полученных в результате механосплавления, приведены на рис. 5, 6. Так как величина константы обмена A , определяющая величину константы Блоха B , обусловлена ближайшим окружением атомов Co, наблюдаемые значительные изменения константы B композиционных порошков в процессе МС естественно объясняются образованием твердых растворов Co–Cu.

На рис. 5, наряду с данными по величине B , полученными в данной работе для сплавов $(\text{Co}_{100-x}\text{Cu}_x)$, приведены литературные данные для константы Блоха в твердых растворах на основе Co с различными немагнитными атомами ($\text{Co}_{100-x}\text{Zr}_x$, $\text{Co}_{100-x}\text{P}_x$), взятые из литературы. Точки на данной диаграмме, как было установлено в работах [12, 18, 19], разбиваются на три области, соответствующие трем концентрационным областям: $x \leq 4\%$ – твердый раствор ГПУ–Co, $5 \leq x \leq 8\%$ – твердый раствор ГЦК–Co и $x \geq 10\%$ – аморфное состояние сплава. Зависимости $B(x)$ для сплавов Co–Zr и Co–P подобны. Это говорит о том, что диаграмма состояния слабо зависит от типа немагнитного атома в сплаве. Экстраполяция зави-

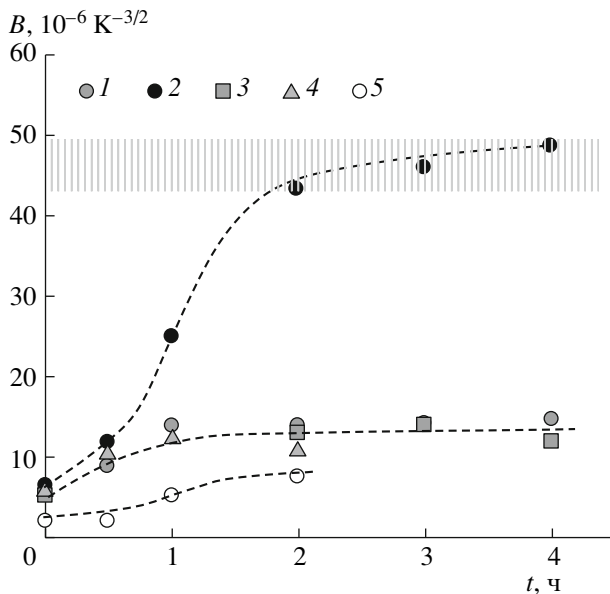


Рис. 6. Зависимость константы Блоха в сплавах Co–Cu, полученных из различных прекурсоров, от длительности процесса механосплавления:

1 – прекурсор – композиционный порошок ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₈₀/Cu₂₀; 2 – прекурсор – композиционный порошок ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₅₀/Cu₅₀; 3 – прекурсор – композиционный порошок ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₁₀/Cu₉₀; 4 – механическая смесь $\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$ и Cu порошков (50 : 50); 5 – прекурсор – композиционный порошок (Co_{95}P_5)₅₀/Cu₅₀. Серая область соответствует величинам константы Блоха твердого раствора $\text{Co}_{50}\text{Cu}_{50}$.

симости величины B в область концентраций до 50 ат. % немагнитного атома позволяет оценить величины константы Блоха для пересыщенных аморфных твердых растворов Co. Величины B композиционных частиц в исходном состоянии согласуются с величинами B для ГЦК-твердых растворов CoP. В результате механосплавления в течение 2 ч величины B полученных сплавов Co–Cu с 20 и 50% меди приближаются к соответствующим величинам аморфных твердых растворов Co с концентрациями 20 и 50%. Таким образом, эти данные, наряду с данными по намагниченности насыщения, указывают, что при механосплавлении в течение 2 ч композиционных частиц с аморфным ядром ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₈₀/Cu₂₀ и ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₅₀/Cu₅₀ формируется ферромагнитная фаза с ближним порядком, подобным ближнему порядку аморфных твердых растворов.

На рис. 6 приведена зависимость константы Блоха в сплавах Co–Cu, полученных из различных прекурсоров, от длительности процесса механосплавления. Здесь на примере сплавов, полученных из прекурсора с аморфным ядром (композиционный порошок ($\text{Co}_{88}\text{P}_{12}$)₅₀/Cu₅₀), видно, что величины константы Блоха B , соответствующие величинам B для эквивалентного твердого раствора, достигаются за времена порядка 2 ч.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Мы сравнили процессы формирования сплавов Co–Cu, получаемых механическим сплавлением из прекурсоров в виде чистых компонентов (Co и Cu) без исходной контактной поверхности, со сплавами, полученными из прекурсоров, где такая поверхность максимальна. На этой же системе исследовано влияние энергонасыщенности прекурсора с помощью сравнения сплавов, полученных из композиционных порошков с кристаллическим и аморфным ядром. Установлено, что наибольшие скорости механосплавления реализуются в сплавах, приготовленных из композиционных порошков с аморфным ядром. Здесь времена получения метастабильных твердых растворов Co–Cu на 1–2 порядка меньше характерных времен получения стандартными методами механосплавления из смесей порошков.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ и ККФН 07-03-96808, Фонда содействия отечественной науке “Кандидаты наук РАН” (2008).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gente C., Oehring M., Borman R. Formation of thermodynamically unstable solid solutions in the Cu–Co system by mechanical alloying // Phys. Rev. B. 1993. V. 48. № 18. P. 13 244–13 252.
2. Cabanas-Moreno J.G., Lopez-Hirata V.M. Copper- and Cobalt-Alloys Made by Mechanical Alloying // Material Transactions JIM. 1995. V. 36. № 2. P. 218–227.
3. Ueda Y., Ikeda S. Magnetoresistance in Co–Cu Alloys Prepared By the Mechanical Alloying // Material Transactions JIM. 1995. V. 36. № 2. P. 384–388.
4. Ivchenko V.A., Uimin M.A., Yermakov A.Ye., Korobeinikov A.Yu. Atomic structure and magnetic properties of $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ nanocrystalline compound produced by mechanical alloying // Surface Science. 1999. V. 440. P. 420–428; Ivchenko V.A., Wanderka N., Czubyko U., Naundorf V., Yermakov A.Ye., Uimin M.A. and Wollenberger H. Mechanically Alloyed Nanocrystalline $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$ Investigated by AP/FIM and 3DAP // Mater. Sci. Forum. 2000. V. 343–346. P. 709–714.
5. Повстугар И.В. Кинетические и структурные аспекты механохимического синтеза в системах Fe–X. Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. М., 2003. 24 с.
6. Otani Y., Miyajima H., Yamaguchi M. et al. Hydrogenation characteristics and magnetic properties of fine Ni particles coated with Pd // JMMM. 1995. V. 140–144. № 1. P. 403–404.
7. Rivas J., Sanchez R.D., Gonzalez A. Structural and magnetic characterization of cobalt particles coated with Ag // J. Appl. Phys. 1994. V. 76. № 10. P. 6564–6566.
8. Григорьева Т.Ф. Механическое сплавление в двухкомпонентных металлических системах с участием легкоплавкого металла. : Автореф. дис. ... д-ра хим. наук. 02.00.21. Новосибирск: Ин-т хим. тв. тела и механохимии, 2005. 44 с.

9. *Uimin M.A., Korobeinikov A.Yu., Yermakov A.Ye. et al.* Influence of milling temperature on the mechanical alloying and magnetic properties of Cu–Co and Cu–Fe systems // *Material Science Forum*. 2001. V. 360–362. P. 289–294.
10. *Чеканова Л.А., Исхаков Р.С., Денисова Е.А.* Высокодисперсные порошки Co–P сплавов // *Материаловедение*. 2001. № 10. С. 30–35.
11. *Кузовникова Л.А., Исхаков Р.С., Комогорцев С.В., Денисова Е.А.* Эволюция структуры и магнитных свойств композиционных порошков Co–Cu в процессе механосплавления // *Химия в интересах устойчивого развития*. 2005. № 2. С. 209–216.
12. *Iskhakov R.S., Denisova E.A., Chekanova L.A.* Magnetic properties of electroless fine Co–P particles // *IEEE Trans. Magn.* 1997. V. 33. P. 3730–3733.
13. *Modder I.W., Schoonderwaldt E., Zhou G.F., Bakker H.* Magnetic properties of mechanically alloyed Co/Cu // *Phys. B*. 1998. V. 245. P. 363–375.
14. *Ueda Y., Ikeda S., Chikazawa S.* Magnetotransport and Magnetic Properties of Mechanically Alloyed $\text{Co}_x\text{Cu}_{100-x}$ // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1996. V. 35. P. 3414–3418.
15. *Исхаков Р.С., Комогорцев С.В., Мороз Ж.М., Шалыгина Е.Е.* Характеристики магнитной микроструктуры аморфных и нанокристаллических ферромагнетиков со случайной анизотропией: теоретические оценки и эксперимент // *Письма в ЖЭТФ*. 2000. Т. 72. Вып. 12. С. 872–878.
16. *Herzer G.* Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystalline ferromagnets // *IEEE Trans. Magn.* 1990. V. 26. № 5. P. 1397–1402.
17. *Iskhakov R.S., Denisova E.A., Kuzovnikova L.A. et al.* Structure and magnetic features of nanostructured Co–Cu alloys synthesized by new modification of mechanochemical synthesis // *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*. 2008. V. 10. № 5. P. 1043–1047.
18. *Исхаков Р.С., Бруштунов М.М., Турпанов И.А.* Исследование микрокристаллических и аморфных сплавов Co–Zr магнитоструктурными методами // *ФММ*. 1988. Т. 66. № 3. С. 469–477.
19. *Исхаков Р.С., Попов Г.В., Карпенко М.М.* Низкотемпературный ход намагниченности в аморфных и микрокристаллических Co–P сплавах // *ФММ*. 1983. Т. 56. № 1. С. 85–93.