

Рис. 1. Диаграмма состояния Fe-B.

Список литературы

1. Дергач Т.А. Влияние бора на микроструктуру и свойства труб из низкоуглеродистой аустенитной хромоникелевой стали // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (88). – 2005. – №5. – С. 80-85.
2. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: «Металлургия», 1986.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н.П. Лякишев // Машиностроение. – 1996-2000. – Т. 1; Т. 2 и Т. 3.
4. Surinayana C. Mechanical alloying and milling. – N.Y.: Marsel Dekker Inc., 2004.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Fe-Ge

Лазарова З.К., Кубалова Л.М.

Северо-Осетинский государственный университет
им. К.Л. Хетагурова, Владикавказ, e-mail: kubal@front.ru

Одним из современных и интенсивно развивающихся методов получения нанокристаллических порошковых материалов является метод механического сплавления (МС). При использовании МС, как правило, образуются сплавы, содержащие аморфные или нанокристаллические фазы, в связи с чем, такой метод синтеза металлических сплавов является составной частью современных нанотехнологий. Области технического применения нанокристаллических порошковых сплавов могут быть различными в зависимости от их физико-химических свойств. Известно, что сплавы на основе Fe являются базовыми в целом ряде металлических материалов промышленного назначения.

Механохимический синтез сплавов на основе железа с различными р-элементами, проводился в ряде работ [1]. В данной работе исследовались механо-синтезированные сплавы системы железо-германий, полученные при шаровом помоле порошков индивидуальных компонентов. Динамическая деформация при помоле обеспечивает высокую подвижность атомов и массоперенос, не связанный с термической

диффузией. В этом заключается процесс механического сплавления.

Для получения сплавов Fe-Ge использовались Fe – чистотой 99,9% со средним размером частиц 40 мкм и Ge – 99,97% с размером частиц 70-100 мкм. Механическое сплавление проводили в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице МАПФ-2М из стали ШХ-15 в атмосфере аргона при водяном охлаждении барабана. Для исследования продуктов помола использовали метод рентгенодифракционного анализа (ДРОН-4-07, монохроматизированное $CuK\alpha$ излучение). Компьютерная обработка данных рентгенодифракционного анализа проводилась с использованием набора программ X-RAYS.

Фазовая диаграмма Fe-Ge (рис. 1) характеризуется наличием шести фаз, а именно: Fe_3Ge , β , η , χ (Fe_6Ge_5), FeGe и $FeGe_2$ [2]. Установлено, что граница растворимости Ge в Fe соответствует 10 ат. % Ge, кроме того, в области, богатой железом, наблюдается образование ОЦК твердого раствора со структурой типа B2.

Фаза α_1 образуется по реакции второго порядка. Растворимость Ge в α_1 – фазе убывает при понижении температуры от 1130 до 900°C, но при $T < 900^\circ C$ возрастает [2]. Германид железа стехиометрического состава FeGe имеет три полиморфных модификации, существующие в разных температурных интервалах. У низкотемпературной модификации – $T < 748^\circ C$ – ГЦК структура типа FeSi (B20) с параметром решетки $a = 0,4700$ нм; модификация, существующая при $748 < T < 928^\circ C$, имеет гексагональную структуру типа B35 с пространственной группой D_{6h}^{17} ($C6/mmm$), параметры решетки гексагональной модификации FeGe: $a = 0,4900$, $c = 0,4046$ нм и $c/a = 0,8257$.

В результате исследования механо-синтезированных сплавов Fe-Ge установлена последовательность образования фаз при помоле $Fe_{30}Ge_{70}$. Так, после 30 мин МС наблюдается образование фазы $FeGe_2$ с тетрагональной структурой (C16). После 60 мин МС образец содержит три фазы: $FeGe_2$, β - Fe_3Ge_5 и FeGe.

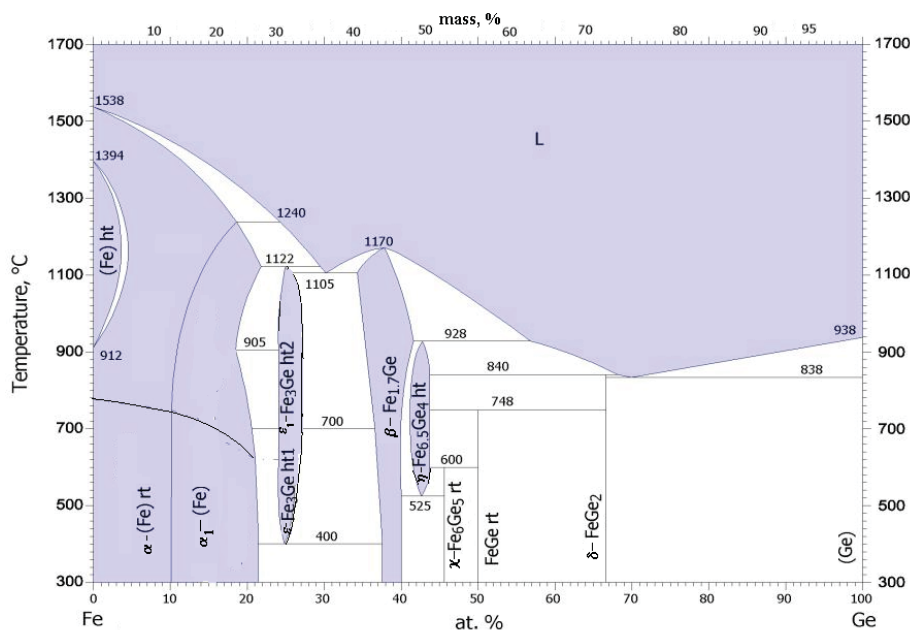
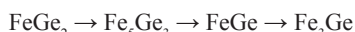


Рис. 1. Фазовая диаграмма системы Fe–Ge

Такая последовательность образования фаз при помоле эквиатомной смеси вполне объяснима с позиции сравнения энтальпий образования различных германидов железа в ряду



($\Delta H_{\text{обр}}$, кДж/моль, соответственно: -18; -11; -9; -8) [3]. В ряду соединений Fe с Ge наибольшей отрицательной энтальпией образования характеризуется фаза FeGe_2 , поэтому ее появление на начальных этапах помола предпочтительно. После 120 мин МС образец достигает однофазного состояния и содержит только фазу FeGe с кубической структурой B20, что соответствует низкотемпературной модификации моногерманида. Период решетки образовавшегося FeGe равен $a=0,4707$ нм, таким образом, фаза является нанокристаллической, характеризуется средним размером ОКР $D \sim 15$ нм и величиной микродеформации решетки $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \sim 0,25\%$.

Список литературы

1. Surinrayana C. Mechanical alloying and milling. – N.Y.: Marsel Dekker Inc., 2004.
2. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: справочник / Ортруд Кубашевски; под ред. Л.А. Петровой. – М.: Металлургия, 1985. – 183 с.
3. Кубалова Л.М., Фадеева В.И. Структура механосинтезированных сплавов железа с р-элементами (Al, Si, Ge, V) эквиатомного состава // Известия РАН. Серия физическая. – 2014. – Т. 78, № 1. – С. 131–134.

КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИЙ КОМПАУНД, НАПОЛНЕННЫЙ АЭРОСИЛОМ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЙ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В МИКРОЭЛЕКТРОНИКЕ

Мамиева З.У., Неёлова О.В.

Северо-Осетинский государственный университет
им. К.Л. Хетагуров, Владикавказ,
e-mail: kabaloev.1988@mail.ru

Большой интерес для применения в микроэлектронике представляют компаунды на основе низкомолекулярных кремнийорганических каучуков, которые отверждаются при комнатной температуре в контакте

с влагой воздуха. Они отличаются хорошей влаго- и атмосферостойкостью, выдерживают воздействие высоких температур (250-315°C), обладают высокой адгезией к конструкционным материалам, отличными электроизоляционными свойствами. Композиции состоят из полимерной основы, наполнителей, различных добавок, сшивающих агентов и катализаторов вулканизации [1].

Кремнийорганический каучук СКТН, содержащий ионные примеси натрия и калия в пределах до $(1-5) \cdot 10^{-5}\%$, может служить основой для разработки отечественных компаундов нового поколения, предназначенных для защиты новых типов ПП и ИС.

Благодаря наличию концевых гидроксильных групп каучук СКТН способен отверждаться при комнатной температуре под воздействием полифункциональных кремнийорганических соединений. Отверждающая система должна обеспечить такие технологические показатели разрабатываемой композиции, как: температура сушки не более 150°C, ограниченное время отверждения при температурном воздействии (не более 5-7 ч.), однокомпонентность состава, срок хранения композиции не менее 6 месяцев, а также коррозионная пассивность покрытия. В качестве отверждающей системы, удовлетворяющей указанным требованиям, был использован раствор гетеросилоксана – полидиметилборцирконсилосксана (БЦС), представляющего собой продукт взаимодействия α , ω – дигидроксиполидиметилсилосксана с борной кислотой и ацетилацетонатом циркония, взятых в соотношении 100:16,8:0,65, в триэтоксисилане.

Для получения оптимальной вязкости композиции и увеличения прочностных характеристик покрытия в качестве наполнителя использовали мелкодисперсный оксид кремния (IV) – аэросил. Исследованы три марки аэросила: А-300, АМД-4, АМ-1-300 (последние две марки представляют собой модифицированный аэросил). При использовании аэросила марки АМ-1-300 происходит расслаивание композиции в процессе её хранения, поэтому он не пригоден в качестве наполнителя компаунда. Аэросил марки