

**Рентгенографическое исследование системы «медь–карбид кремния»
после прессования смеси порошков***Н. А. Панькин*

Проведено рентгенографическое исследование фазового состава, субструктуры и остаточных напряжений в порошковых телах системы Cu–SiC. Они были получены односторонним формованием смеси порошков меди и карбида кремния. Фазовый состав исследуемых материалов представлен кристаллографическими фазами карбида кремния (6H-SiC и 15R-SiC), меди (ГЦК) и её оксида. Смещения дифракционных линий фаз меди и SiC по брэгговскому углу свидетельствуют о наличии сжимающих (для Cu) и растягивающих (для карбида кремния) остаточных напряжений. Анализ соотношений интенсивности дифракционных линий меди и карбида кремния указывает на отсутствие преимущественной ориентации в зернах меди и карбида кремния – отсутствует текстура. Предложен механизм формирования фазового состава, субструктуры и остаточных напряжений в порошковых телах системы Cu–SiC.

Ключевые слова: порошковое тело, фазовый состав, макронапряжения, субструктура, формование.

Ссылка: Панькин Н. А. // Прикладная физика. 2019. № 3. С. 67.

Reference: N.A. Pan'kin, Prikl. Fiz. No. 3, 67 (2019).

Введение

Медь является важным материалом при изготовлении приборов электротехнического назначения. Однако большой коэффициент теплового расширения (КТР), малые твердость и износостойкость не позволяют использовать её полезные свойства в полной мере. Уменьшить некоторые из вышеуказанных недостатков позволяет применение меди в качестве матрицы для металломатричных композиционных материалов. В качестве перспективного дисперсного наполнителя можно назвать карбид кремния (SiC) [1–13].

Для получения композитов Cu-SiC широко используются методы порошковой металлургии [1, 3, 7, 9, 13, 14]. Главный их недостаток – наличие порового пространства. Одна из основных причин его появления – недостаточный контакт между матричным и упрочняющим материалами. В работах [1–3, 5, 7, 12] предлагаются различные способы для уменьшения пористости: газофазное нанесение предварительного покрытия молибдена [1] и меди [2] на частицы карбида кремния, применение механоактивации в шаровых и планетарных мельницах для смеси порошков Cu и SiC [3, 5], использование электроплазменного [7] и электроискрового [12] спеканий, а также применение высоких нагрузок при одновременном проведении термической обработки [5].

Структура и свойства композита Cu-SiC также определяются содержанием карбида кремния в нем. В частности, увеличение доли SiC приводит к росту износостойкости [2, 4, 11], твердости [3, 9, 11] и уменьшению коэффици-

Панькин Николай Александрович, доцент, к.ф.-м.н.
Мордовский государственный университет
им. Н. П. Огарева.

Россия, 430005, Республика Мордовия, г. Саранск,
ул. Большевикская, 68.
Тел. +7(8342) 29-05-97. E-mail: panjkinna@yandex.ru

Статья поступила в редакцию 12 апреля 2019 г.

© Панькин Н. А., 2019

ента теплового расширения [2, 7]. Медь практически не образует новых фаз при контакте с карбидом кремния. Исключение составляют случаи применения температур, близких к соответствующей температуре плавления меди [1, 6, 12, 13].

Изменить свойства композита Cu-SiC позволяет использование различных фракций исходных порошков [7, 8, 11]. Например, увеличение размеров легирующих частиц SiC сопровождается снижением коэффициента теплопроводности [7, 8].

В целом, проведенный анализ литературы показывает, что основное количество публикаций по композитам Cu-SiC посвящено изучению их конечных структуры и некоторых свойств. При этом физическим и химическим процессам, протекающим на различных стадиях формирования структуры и свойств, а также объяснению их механизмов практически не уделяется внимание.

Целью настоящей работы являлось рентгенографическое исследование системы Cu-SiC. В качестве объекта рассматривалось порошковое тело, полученное прессованием смеси порошков меди и карбида кремния. Предметами исследования являлись фазовый состав, субструктура и остаточные напряжения в рассматриваемой системе.

Методика эксперимента

Исходным компонентом исследуемой системы Cu-SiC являлась смесь порошков карбида кремния (зернистость М63 по ГОСТ 26327-84) и электролитической меди (ПМС-1 по ГОСТ 4960-75). Доля SiC в (Cu, SiC)-порошковых телах не превышала 30 масс. %.

Одностороннее холодное прессование проводили на машине Shimadzu AG-X100kN при скорости перемещения верхнего пуансона – 2 мм/мин. Давление прессования составляло ~ 800 МПа. Оно превышает пределы прочности и текучести для массивной меди [15]. Выдержка при данном давлении проводилась в течение 5 минут при постоянных линейных размерах формируемого образца. Процесс термообработки не проводили.

Рентгенографические исследования проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 в CoK_α -излучении. Расчет параметров тонкой кристаллической структуры осуществляли методом аппроксимаций профиля рентгеновской дифракционной линии [16]. Для определения величины остаточных напряжений использовали два метода: № 1 – $\sin^2\psi$ [17] и № 2 – предложенный авторами работ [18–20]. Последний способ основан на измерении параметров кристаллической решетки для нескольких дифракционных линий рентгенограммы и учета анизотропии упругих модулей. Значения упругих постоянных (модуль Юнга и коэффициент Пуассона) для определенного кристаллографического направления $\langle hkl \rangle$ рассчитывали из соотношений, представленных в работе [21].

Результаты

На рис. 1 представлены участки рентгенограмм от исходных порошков меди и карбида кремния. В нижней части рисунка представлены штрих-рентгенограммы от фаз, наиболее лучше описывающих реальную дифракционную картину.

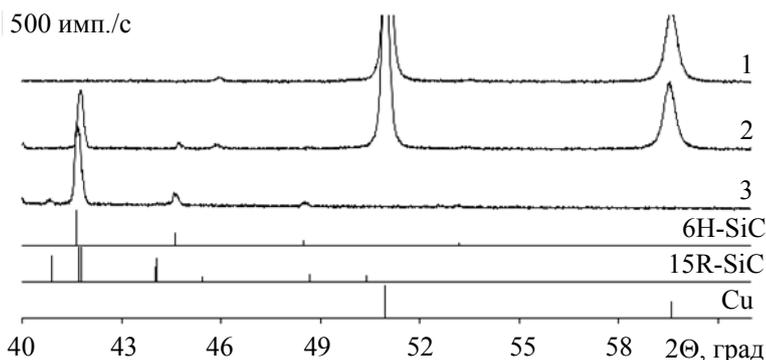


Рис. 1. Участки рентгеновской дифракционной картины от порошков меди (1) и карбида кремния (3), а также системы Cu-SiC (доля SiC – 10 масс. %) после формирования (2). Внизу – штрих-рентгенограммы по данным картотеки PDF-2.

Для порошков ПМС-1 можно отметить наличие линий кристаллографической фазы меди с гранецентрированной кристаллической решеткой (пространственная группа симметрии $Fm\bar{3}m$). Также обнаружено присутствие рефлексов небольшой интенсивности, соответствующих оксиду меди CuO .

Рефлексы дифракционной картины от порошкообразного карбида кремния соответствуют фазам $15R-SiC$ – с тригональной кристаллической решеткой (пространственная группа симметрии $R\bar{3}m$) и $6H-SiC$ с гексагональной кристаллической решеткой (пространственная группа симметрии $R\bar{6}3mc$, структура вюрцита). Положение их наиболее сильных дифракционных линий практически совпадают. В частности, дифракционная линия с брэгговским углом $2\Theta \approx 40,9^\circ$ для фазы $15R-SiC$, согласно данным картотеки PDF-2, составляет порядка 70 % от интенсивностей каждого из двух рефлексов при $2\Theta \approx 41,7^\circ$. В нашем случае это соотношение значительно меньше ($\sim 5\%$). Данный факт указывает на то, что большую часть составляют зерна фазы $6H-SiC$ карбида кремния. Оценка по соотношениям интегральных интенсивностей линий в районе брегговских углов $2\Theta 40,9^\circ$ и $41,7^\circ$ показывает, что доля фазы $15R-SiC$ составляет порядка 11 %, а остальное приходится на фазу $6H-SiC$.

После процесса формования смеси порошков меди и карбида кремния появление новых фаз не зафиксировано (см. рис. 1). Отмечаются лишь изменения в положении рентгеновских дифракционных линий вышеуказанных кристаллографических фаз, их интегральной интенсивности и уширения.

Для всего исследуемого интервала содержания карбида кремния в композите отношение интегральной интенсивности рефлекса $I(hkl)$ от фазы меди с индексами (hkl) к суммарной интенсивности дифракционной картины $I(\Sigma)$ от фазы меди остается постоянной. При этом значения $I(hkl)/I(\Sigma)$ близки к соответствующим значениям для медного порошкового материала. Аналогичное справедливо и для линий от карбида кремния. Данный факт косвенно указывает на отсутствие какой-либо четко выраженной ориентации (текстуры) в расположении зерен меди и карбида кремния в порошковом теле после стадии его формо-

вания. Таким образом, на различных этапах процесса прессования [14] происходит хаотическое смещение частиц меди и карбида кремния при приложении внешней нагрузки.

По мере увеличения доли SiC в порошковом теле отмечается рост интегральной интенсивности от кристаллографических фаз карбида кремния и уменьшение для меди, что обусловлено изменениями в содержании исходных компонентов.

Анализ напряженного состояния и определение параметров тонкой кристаллической структуры (субструктуры) для карбида кремния представляется крайне затруднительным. Это связано, в основном, с наложением дифракционных линий различных его фаз ($6H$ и $15R$). Кроме того, некоторые наиболее сильные рефлексы от фазы $15R-SiC$ ($2\Theta \approx 41,7^\circ$) расположены близко друг к другу (разница порядка $0,1^\circ$). Вследствие этого, наблюдаемое уширение дифракционных линий карбида кремния может быть обусловлено как изменениями в параметрах субструктуры, так и неодинаковыми условиями деформации для различных кристаллографических направлений (hkl) и фаз SiC (анизотропный материал). Разделить вклад каждого из вышеуказанных факторов не представляется возможным.

Стоит отметить, что для рефлексов от карбида кремния после процесса формования отмечается их смещение в сторону больших брегговских углов относительно линий исходного порошка. Данный факт косвенно свидетельствует о возникновении растягивающих остаточных напряжений в зернах SiC . Для оценки их величины воспользуемся соотношением:

$$\sigma = -(E/\mu) \times (\Delta d/d_0),$$

где E – модуль упругости (для $SiC \sim 380$ ГПа [22, 23]), μ – коэффициент Пуассона ($\sim 0,45$ [23]), $\Delta d/d_0$ – относительная деформация кристаллической решетки, d_0 – межплоскостное расстояние для образца в ненапряженном состоянии (порошок карбида кремния). Результаты соответствующей оценки приведены на рис. 2. Можно отметить их практически линейный рост с увеличением доли SiC в формируемом порошковом теле. При этом их значения значительно меньше предела прочности карбида кремния [23].

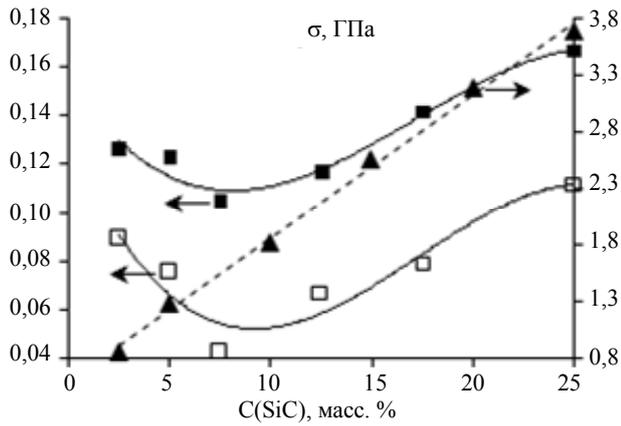


Рис. 2. Зависимость модуля остаточных напряжений σ в матричном материале (■ – метод № 1; □ – метод № 2) и наполнителя (▲) от процентного содержания SiC в порошковом теле.

Можно отметить, что процесс формования приводит также к изменению положений дифракционных линий фазы меди. При этом, в отличие от SiC-фаз, данное смещение происходит в область больших углов дифракции. Данный факт указывает на возникновение в матричном материале сжимающих остаточных напряжений. Результаты их расчета представлены на рис. 2. Отмечается одинаковый характер изменения величины макронапряжений σ в зависимости от содержания карбида кремния при использовании различных методик определения остаточных напряжений. В методе № 2 получаются значения несколько ниже (ошибка измерения σ не превышала 10 МПа) стандартной методики № 1. Возможно, это связано с наличием небольшого градиента в параметрах кристаллической решетки, что, по мнению авторов [18], может приводить к завышенным результатам макронапряжений, измеренных по методу № 1. Кроме того, метод № 2 дает усредненное значение напряжений в различных кристаллографических направлениях, а значения σ методом № 1 получены из дифракционной линии $\langle 311 \rangle$. Использование рефлексов $\langle 111 \rangle$, $\langle 200 \rangle$ и $\langle 220 \rangle$ для реализации метода $\sin^2\psi$ приводит к большой ошибке в определении остаточных напряжений вследствие сильной расфокусировки в системе «рентгеновская трубка – образец – детектор» [17].

Как было указано выше для фаз карбида кремния, не представляется возможным анализ физических причин изменений в ши-

рине дифракционных линий. Это обусловлено, как и в случае определения макронапряжений, наложением рефлексов от кристаллографических фаз 6H-SiC и 15R-SiC.

Для дифракционных линий фазы меди уширение может быть обусловлено как наличием микродеформаций ϵ , так и измельчением зерен. Величина микродеформаций в кристаллитах $\epsilon \sim 1/\text{tg}\Theta$, а размер областей когерентного рассеяния (субблоков) $\sim \cos\Theta$. В нашем случае отношение физических уширений дифракционных линий $\langle 222 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ меди β_{222}/β_{111} (изменяется в интервале от 3,6 до 4,8) оказывается больше отношения $\text{tg}\Theta_{222}/\text{tg}\Theta_{111}$ (до 3,5). Данный факт указывает на то, что изменение ширины обусловлено лишь микродеформациями [16]. Этого следовало ожидать, т. к. в процессе формования не происходят процессы, приводящие к существенному изменению размера субблоков, например, рекристаллизация при термической обработке. Результаты расчета ϵ представлены на рис. 3. Кроме того, при малых содержаниях SiC (до 10 масс. %) отношение физических уширений близко к отношению тангенсов. Это, возможно, показывает, что для данных композитов происходит некоторое измельчение размеров субблоков.

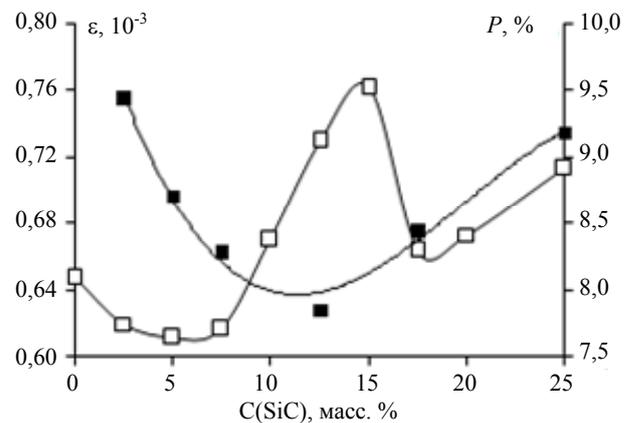


Рис. 3. Зависимость величины микродеформаций ϵ (■) и пористости P (□) [24] порошкового тела от содержания карбида кремния.

Можно отметить наличие минимума в области 10–15 масс. % SiC в порошковом теле. Для данной области наблюдается локальный максимум пористости порошкового тела и минимум в значениях остаточных напряжений. Таким образом, максимальной пористо-

сти соответствует минимальные деформации кристаллической решетки меди.

Положение минимума остаточных напряжений (в районе 10–15 масс. %) совпадает с минимумом микродеформаций и максимумом пористости. Этому минимуму соответствует минимальная энергия деформации, запасенная в зернах меди. Для фаз карбида кремния стоит отметить, что с увеличением содержания SiC отмечается увеличения смещения (в сторону больших брегговских углов).

В работе [13] показано, что остаточные напряжения, возникающие во время производственного процесса получения композиционного материала, не оказывают существенного влияния на композит Cu-SiC при циклическом изменении его деформации и на значения диссипативной энергии пластической деформации.

Обсуждение

По результатам, полученным в настоящей работе, можно предложить следующий возможный механизм формирования фазового состава, субструктуры и остаточных напряжений при формировании смеси порошков меди и карбида кремния.

На начальном этапе процесса формования происходит свободное перераспределение частиц порошков меди и карбида кремния и разрушение структурных элементов (арок, мостиков и т. д.) образовавшихся при свободной засыпке в пресс-форму исходных порошков [14]. При этом деформация самих частиц на данной стадии пренебрежимо мала. Перемещение частиц исходных порошков и последующая их ориентация относительно других зерен являются случайными. На это указывает выявленный факт – отсутствие четко выраженной преимущественной ориентации (текстуры) в компактированном образце.

Дальнейшее сжатие смеси порошков усиливает межчастичный контакт и приводит к деформации зерен меди и SiC (в меньшей степени). При этом, для образцов с малым содержанием в них карбида кремния, непосредственный контакт между зернами SiC практически отсутствует. Большая часть их поверхности контактирует с медью и поровым пространством. Вследствие сильного различия

в механических свойствах SiC и медью, последняя испытывает деформацию в большей степени (карбид кремния обладает более высокими прочностными характеристиками). Увеличение доли карбида кремния (до 10 масс. %) приводит к росту пористости материала, что, в первую очередь, обусловлено недостаточным контактом между матричным материалом и наполнителем [24, 25]. Вследствие этого, при приложении внешней нагрузки, матричный материал расширяется в имеющееся поровое пространство. Его наличие также способствует частичному снятию деформаций и остаточных напряжений после прекращения действия внешней нагрузки в ходе релаксационных процессов. Данный факт отмечается согласно проведенным экспериментальным исследованиям (см. рис. 2 и 3).

В процессе прессования возможно некоторое измельчение субблоков в частицах меди. На это указывает установленный выше факт того, что отношение физических уширений дифракционных линий близко к отношению тангенсов соответствующих брегговских углов.

Дальнейший рост содержания карбида кремния (более 10 масс. %) увеличивает площадь непосредственного контакта между зернами SiC. Коэффициент трения в системе SiC–SiC меньше чем для SiC–Cu. Вследствие этого, в формируемом порошковом теле, должна заметно увеличиться подвижность частиц карбида кремния. Данный факт приводит к тому, что при некоторой доли SiC (в настоящем исследовании – 10 масс. %) довольно быстро уменьшается объем порового пространства, и, как следствие, уменьшается пористость. Дальнейшее увеличение доли карбида кремния, вследствие его большой твердости и малой пластичности, способствует появлению пустот, образованных агломерацией частиц. Их объем несколько больше объема порового пространства находящегося между частицами карбида кремния и медью. В эти области затруднено попадание меди. Для разрушения данных структур необходимо приложить давление значительно большее, чем используемое в настоящей работе (ограничение используемой установки). Данный факт способствует росту пористости порошкового тела (см. рис. 2). Кроме того, наличие

данных структур сопровождается уменьшением подвижности матричного материала, что приводит к росту величины микродеформаций и остаточных напряжений в меди, наблюдаемое в настоящей работе (рис. 2 и 3).

Отсутствие изменений в фазовом составе прессовки связано с тем, что при прессовании температура формируемого порошкового тела (~20 °С) была значительно ниже температур плавления соответствующих исходных его компонентов. По данным работ [1, 6, 12, 13], вышеуказанный факт не способствует образованию новых фаз.

Заключение

Основные результаты рентгенографического исследования процесса формования смеси порошков меди и карбида кремния, полученные в настоящей статье, следующие.

1. После формования не обнаружено новых кристаллографических фаз относительно исходных компонентов порошкового тела. Соотношения между интенсивностями рентгеновских дифракционных линий от матричного и армирующих материалов порошкового тела и исходных компонентов (порошков) указывают на отсутствие какого-либо преимущественного направления в ориентации зерен меди и карбида кремния.

2. Прессование смеси порошков приводит к возникновению в меди и карбиде кремния остаточных напряжений. Зависимость величины сжимающих макронапряжений в матричном материале от доли карбида кремния в порошковом теле имеет минимум в районе 10–15 масс. % SiC. Оценка остаточных напряжений в фазах SiC (6H и 15R) указывает на растягивающих их характер и они увеличиваются с ростом содержания карбида кремния.

3. Уширение дифракционных линий от меди обусловлено микродеформациями кристаллической решетки. Возможно, для малых содержаний SiC, имеет место измельчение субблоков. На зависимости «содержание SiC – величина микродеформаций» отмечается минимум в районе 10–15 масс. %. Его положение совпадает с минимумом макронапряжений в меди и максимумом пористости порошкового тела.

ЛИТЕРАТУРА

1. Schubert T., Brendel A., Schmid K., Koeck T., Ciupinski L., Zielinski W., Weißgärber T., Kieback B. // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007. Vol. 38. No. 12. P. 2398.
2. Ming H., Yunlong Z., Lili T., Lin S., Jing G., Peiling D. // Applied Surface Science. 2015. Vol. 332. P. 720.
3. Prosviryakov A. S., Aksenov A. A., Samoshina M. E., Kovaleva M. G., Ivanov D. O. // Powder Metallurgy. 2011. Vol. 54. No. 3. P. 382.
4. Shabani M., Paydar M. H., Zamiri R., Goodarzi M., Moshksar M. M. // Journal of Materials Research and Technology. 2016. Vol. 5. P. 5.
5. Romankov S., Hayasaka Y., Shchetinin I. V., Yoon J.-M., Komarov S. V. // Applied Surface Science. 2011. Vol. 257. P. 5032.
6. Rado C., Drevet B. // Eustathopoulos. Acta Materialia. 2000. Vol. 48. P. 4483.
7. Севостьянов Н. В., Ефимочкин И. Ю., Бурковская Н. П., Дмитриева В. В. // Конструкции из композиционных материалов. 2016. № 2. С. 37.
8. Chen G., Yang W., Dong R., Wu G. // Materials & Design. 2014. Vol. 63. P. 109.
9. Moustafa S. F., Hamid Z. A., Abd-Elhay A. M. // Materials Letters. 2002. Vol. 53. P. 244.
10. Miskiewicz M. A., Matysiak H., Kurzydowski K. J. // Materials Science-Poland. 2007. Vol. 25. P. 687.
11. Singh H., Kumar L., Alam S. N. // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2015. Vol. 75. P. 012007.
12. Chmielewski M., Pietrzak K., Strojny-Nedza A., Kaszyca K., Zybała R., Bazarnek P., Lewandowska M., Nosewicz S. // Science of Sintering. 2017. Vol. 49. P. 11.
13. Azreen A. R. F., Sutjipto A. G. E., Souad A. M. Al-B. // Advanced Materials Research. 2012. Vol. 576. P. 203.
14. Кунарисов С. С., Либенсон Г. А. Порошковая металлургия. – М.: Металлургия, 2002.
15. Бобылев А. В. Механические и технологические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987.
16. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: Металлургия, 1970.
17. Гладких Л. И., Малыхин С. В., Пугачев А. Т. Дифракционные методы анализа внутренних напряжений. Теория и эксперимент. – Харьков. НТУ «ХПИ», 2006.
18. Бецофен С. Я., Романовский Е. А., Борисов А. М., Григорович К. В., Сарычев С. М., Бакуи А., Беспалова О. В., Куликаускас В. С., Серков М. В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2004. № 12. С. 9.
19. Бецофен С. Я., Петров Л. М., Ильин А. А., Банных И. О., Луценко А. Н. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2004. № 1. С. 39.
20. Betsofen S. Y., Ashmarin A. A., Lozovan A. A., Ryabenko B. V., Lutsenko A. N., Mamonov A. M., Molosotov D. E. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2016. Vol. 10. P. 705.
21. Zoestbergen E., De Hosson J. Th. M. // Thin Solid Films. 2000. Vol. 371. P. 10.

22. Kamitani K., Grimsditch M., Nipko J. C., Loong C.-K., Okada M., Kimura I. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 82. P. 3152.

23. Ayers J. E. Heteroepitaxy of semiconductors: theory, growth, and characterization. – USA, CRC Press, 2007.

24. Панькин Н. А., Сизгачев А. Ф., Луконькина А. С., Мишкин В. П. // Прикладная физика. 2018. № 4. С. 31.

25. Панькин Н. А., Сизгачев А. Ф., Чистяков Н. И., Луконькина А. С., Мишкин В. П. // Прикладная физика. 2018. № 5. С. 71.

PACS: 61.05.C-, 61.43.Gt, 61.66.Fn, 62.20.Fe.

X-Ray study of the "copper-silicon carbide" system after molding a mixture of powders

N. A. Pan'kin

Ogarev Mordovia State University
68 Bolshevistskaya st., Republic of Mordovia, Saransk, 430005, Russia
E-mail: panjkinna@yandex.ru

Received April 12, 2019

X-ray diffraction study of the phase composition, substructure and residual stresses in the powder bodies of the Cu–SiC system was carried out. They were obtained by unilateral mixture molding of copper and silicon carbide powders. The phase composition of the research materials is represented by crystallographic phases of silicon carbide (6H-SiC and 15R-SiC), copper (fcc) and its oxide. The displacements of the copper and SiC phases in the Bragg angle proclaim the presence of compressive (for Cu) and tensile (for silicon carbide) residual stresses. The analysis of the diffraction lines' intensity ratios of copper and silicon carbide indicates a lack of preferential orientation in the grains of copper and silicon carbide – there is no texture. A mechanism is proposed for the formation of the phase composition, substructure and residual stresses in the powder bodies of the Cu-SiC system.

Keywords: powder body, phase composition, macrostresses, substructure, molding.

REFERENCES

1. Th. Schubert, A. Brendel, K. Schmid, Th. Koeck, L. Ciupinski, W. Zielinski, T. Weißgarber, and B. Kieback, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing **38**, 2398 (2007).
2. H. Ming, Z. Yunlong, T. Lili, S. Lin, G. Jing, and D. Peiling, Applied Surface Science **332**, 720 (2015).
3. A. S. Prosviryakov, Journal of Alloys and Compounds **632**, 707 (2015).
4. M. Shabani, M. H. Paydar, R. Zamiri, M. Goodarzi, and M. M. Moshksar, Journal of Materials Research and Technology **5**, 5 (2016).
5. S. Romankov, Y. Hayasaka, I. V. Shchetinin, J.-M. Yoon, and S. V. Komarov, Applied Surface Science **257**, 5032 (2011).
6. C. Rado and B. Drevet, N. Eustathopoulos. Acta Materialia **48**, 4483 (2000).
7. N. V. Sevostyanov, I. Yu. Efimochkin, N. P. Burkovskaya, and V. V. Dmitrieva, Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov, No. 2, 37 (2016).
8. G. Chen, Wenshu Yang, Ronghua Dong, and Gaohui Wu, Materials & Design **63**, 109 (2014).
9. S. F. Moustafa, Z. A. Hamid, and A. M. Abd-Elhay, Materials Letters **53**, 244 (2002).
10. M. A. Miskiewicz, H. Matysiak, and K. J. Kurzydłowski, Materials Science-Poland **25**, 687 (2007).
11. H. Singh, L. Kumar, and S. N. Alam, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **75**, 012007 (2015).
12. M. Chmielewski, K. Pietrzak, A. Strojny-Nedza, K. Kaszyca, R. Zybała, P. Bazarnik, M. Lewandowska, and S. Nosewicz, Science of Sintering **49**, 11 (2017).

13. A. R. F. Azreen, A. G. E. Sutjipto, and A. M. Al-B. Souad., *Advanced Materials Research* **576**, 203 (2012).
14. S. S. Kiparisov and G. A. Libenson, *Powder metallurgy*. (Moscow, Metallurgy, 2002) [in Russian].
15. A. V. Bobylev *Mechanical and technological properties of metals*. (Moscow, Metallurgy, 1987) [in Russian].
16. S. S. Gorelik, Yu. A. Skakov, and L. N. Rastorguev, *X-ray and electron-optical analysis*. (Moscow, Metallurgy, 1970) [in Russian].
17. L. I. Gladkikh, S. V. Malykhin, and A. T. Pugachev. *Diffraction methods for analysis of internal stresses. Theory and experiment*. (Kharkov, NTU "KhPI", 2006) [in Russian].
18. S. Ya. Betsofen, E. A. Romanovsky, A. M. Borisov, K. V. Grigorovich, S. M. Sarychev, Ali Bakui, O. V. Bespalov, V. S. Kulikauskas, and M. V. Serkov, *Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies*, No. 12, 9 (2004).
19. S. Ya. Betsofen, L. M. Petrov, A. A. Ilyin, I. O. Baths, and A. N. Lutsenko, *Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies*, No. 1, 39 (2004).
20. S. Y. Betsofen, A. A. Ashmarin, A. A. Lozovan, B. V. Ryabenko, A. N. Lutsenko, A. M. Mamonov, and D. E. Molostov, *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques* **10**, 705 (2016).
21. E. Zoestbergen and J. Th. M. De Hosson, *Thin Solid Films* **371**, 10 (2000).
22. K. Kamitani, M. Grimsditch, J. C. Nipko, C.-K. Loong, M. Okada, and I. Kimura, *J. Appl. Phys.* **82**, 3152 (1997).
23. J. E. Ayers. *Heteroepitaxy of semiconductors: theory, growth, and characterization*. (USA, CRC Press, 2007).
24. N. A. Pan'kin, A. F. Sigachev, A. S. Lukonkina, and V. P. Mishkin, *Prikl. Fiz.*, No. 4, 31 (2018).
24. N. A. Pan'kin, A. F. Sigachev, N. I. Chistyakov, A. S. Lukonkina, and V. P. Mishkin, *Prikl. Fiz.*, No. 4, 31 (2018).