

УДК 549.211:548.736.15

Т. В. Коваленко<sup>1</sup>; С. А. Ивахненко, член-корр. НАН Украины<sup>1</sup>; Н. Н. Белявина, канд. физ.-мат. наук<sup>2</sup>, А. М. Куцай, д-р техн. наук<sup>1</sup>; А. Г. Гонтарь, канд. физ.-мат. наук<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт сверхтвердых материалов им.В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

<sup>2</sup>Киевский национальный университет им. Т.Г. Шевченко, Украина

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ Fe–Mg–C ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Исследованы особенности дефектно-примесного состава монокристаллов алмаза, выращенных в условиях высоких давлений и температур методом спонтанной кристаллизации в растворителях на основе сплавов Fe и Mg. Изучены особенности образования дефектно-примесных центров в алмазе с участием атомов бора, кремния, водорода, а также агрегации азота при  $P=7,7$  ГПа и  $T=1900^\circ\text{C}$ . Показано, что с увеличением содержания магния в ростовой системе от 30 до 70 ат. % концентрация нескомпенсированной примеси бора в кристаллах увеличивается в  $\sim 3$  раза, от  $5,76 \cdot 10^{16}$  до  $1,70 \cdot 10^{17}$   $\text{см}^{-3}$ ; для растворителя с содержанием 50 ат. % Mg наблюдается агрегация парамагнитного азота в центры типа A до уровня  $4,0 \cdot 10^{19}$   $\text{см}^{-3}$ . Впервые установлено существование тройного карбида  $(\text{Fe},\text{Mg})_4\text{C}$ , который обнаружен с использованием рентгенофазового анализа во всем диапазоне концентраций исследованных сплавов после их «закалки» из области кристаллизации алмаза к комнатной температуре и атмосферному давлению.

**Ключевые слова:** монокристаллы алмаза, система железо–магний–углерод, карбид  $(\text{Fe},\text{Mg})_4\text{C}$ , бор, азот, кремний.

### Введение

Железо является одним из основных компонентов растворителей, используемых для кристаллизации алмаза [1]. Ростовые системы с содержанием железа 50 ат. % и более

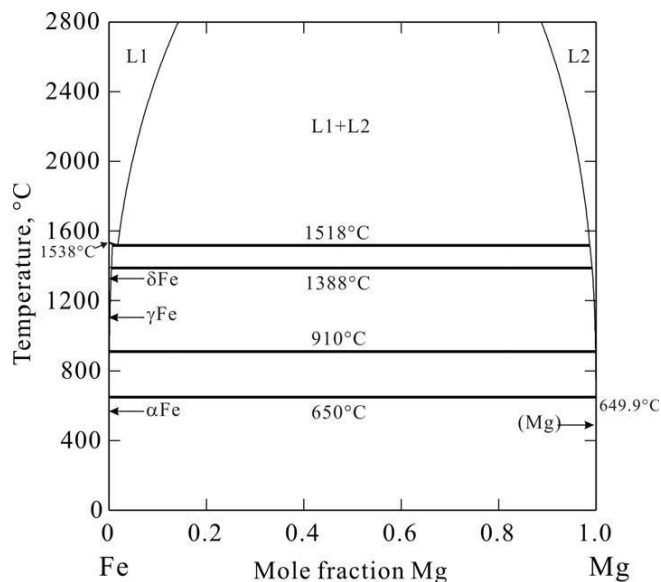


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Fe–Mg при атмосферном давлении [11]

применяются как для синтеза алмазных шлифпорошков [2], так и для выращивания структурно-совершенных монокристаллов алмаза на затравке [3]. Использование чистого магния в качестве растворителя при проведении процесса кристаллизации алмаза показало, что для алмазообразования необходимы значительно более высокие давления и температуры по сравнению с другими ростовыми системами [4], при этом существенно возрастают скорости роста кристаллов [5]; содержание азота в выращенных алмазах составляет  $\sim 10^{16}$   $\text{см}^{-3}$  [6]. Из общих соображений можно предположить, что в тройной системе Fe–Mg–C при высоких давлениях и температурах возможно

достичь уровня растворения углерода, достаточного для зародышеобразования и роста кристаллов алмаза.

Известно, что в системе Fe–Mg при атмосферном давлении максимальная растворимость Mg в  $\delta$ -Fe составляет ~0,25 ат. % (рис. 1), эти элементы не смешиваются в жидком состоянии до 1388 °С. Получить сплавы несмешивающихся элементов возможно специальными методами [7, 8], а также сплавлением элементов при высоких давлениях [9]. При давлении до 20 ГПа и температуре до 2000 °С растворимость магния в железе повышается до 4 ат. % Mg [10].

Представляло интерес изучить фазообразование в системе железо–магний с углеродом в широком интервале концентраций металлов от Fe–30 ат. % Mg до Fe–70 ат. % Mg.

#### Методика исследования

Выращивание монокристаллов алмаза в сплавах-растворителях углерода на основе Fe–Mg проводилось в аппарате высокого давления типа «тороид» ТС-20 методом спонтанной кристаллизации при давлении 7,7 ГПа и температуре 1700–2000 °С. Эксперименты по выращиванию алмазов были выполнены с применением магния и железа чистотой 99,99 %, высокочистого природного графита ГСМ-1; содержание бора в графите, определенное методом химического анализа, составляет  $<10^{-5}$  масс. %. Для выращивания алмазов использованы составы растворителя Fe–Mg с содержанием Mg 30, 50, 70 ат. %.

Фазовый состав изготовленных образцов, а также кристаллическую структуру полученных тройных соединений исследовали порошковым методом на дифрактометре ДРОН-3; дифрактограммы записывали в дискретном режиме на медном излучении при параметрах: интервал съемки  $2\theta=(24-100)^\circ$ , шаг сканирования  $0,05^\circ$ , время экспозиции в каждой точке 3 с. Положение дифракционных линий и интегральные интенсивности наблюдаемых отражений определяли по методу полнопрофильного анализа. Для проведения фазового анализа и структурных расчетов был использован оригинальный программный пакет, содержащий полный комплекс процедур Ритвельда [12].

Спектры ИК-поглощения кристаллов алмаза были получены с использованием комплекса ИК-Фурье спектроскопии, в состав которого входит спектрометр Nicolet 6700 и сопряженный с ним ИК-микроскоп Nicolet Continuum. Для записи и анализа спектров поглощения было использовано программное обеспечение OMNIC Atlas.

Концентрация нескомпенсированных акцепторов бора определяется соотношением [13]:

$$N_A - N_D = 0,7 \cdot 10^{16} \alpha_{2810}, \text{ см}^{-3},$$

где  $\alpha_{2810}$  – коэффициент поглощения в максимуме полосы  $2810 \text{ см}^{-1}$ .

Расчеты содержания парамагнитной примеси азота N в виде атомов замещения – центр C, выполнены по интенсивности полосы  $1135 \text{ см}^{-1}$  [13]:

$$N_C = 5,8 \cdot 10^{18} \cdot \alpha_{1135}, \text{ см}^{-3},$$

где  $\alpha_{1135}$  – коэффициент поглощения в максимуме полосы  $1135 \text{ см}^{-1}$ .

Содержание азота а дефекте A, представляющего собой два атома азота, замещающие соседние атомы углерода в кристаллической решетке алмаза, рассчитано по интенсивности полосы  $1282 \text{ см}^{-1}$  [13]:

$$N_A = 5,8 \cdot 10^{18} \alpha_{1282}, \text{ см}^{-3},$$

где  $\alpha_{1282}$  – коэффициент поглощения в максимуме полосы  $1282 \text{ см}^{-1}$ .

#### Результаты исследования и их обсуждение

Результаты экспериментов по выращиванию кристаллов алмаза представлены в табл.1. Как видно, основными фазами после воздействия давления и температур на систему Fe–Mg–C являются алмаз, соединение  $(\text{Fe}, \text{Mg})_4\text{C}$ , графит (рис. 2).

Таблица 1. Фазовый состав образцов системы Fe–Mg–C, полученных после проведения процесса выращивания кристаллов алмаза методом спонтанной кристаллизации при давлении 7,7 ГПа и температуре 1700–2000 °С

№ образца	Температура выращивания, °С	Фазовый состав образца (по отношению интенсивности отражений)	Период решетки (Fe,Mg) <sub>4</sub> C, нм
Fe+30 ат. % Mg–C			
1.1	1700	(80%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (20%) C <sub>d</sub>	0,38622(1)
1.2	1800	(34%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (66%) C <sub>d</sub>	0,38610(1)
1.3	1900	(22%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (58%) C <sub>d</sub> + (21%) C <sub>g</sub>	0,38579(3)
1.4	2000	(40%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (22%) C <sub>d</sub> + (25%) C <sub>g</sub> + (13%) Fe <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	0,38590(5)
Fe+50 ат. % Mg–C			
2.1	1700	(78%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (22%) C <sub>d</sub>	0,38653(6)
2.2	1800	(84%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (16%) C <sub>d</sub>	0,38624(6)
2.3	1900	(50%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (30%) C <sub>d</sub> + (20%) Fe <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	0,38501(12)
2.4	2000	(84%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (6%) C <sub>d</sub> + (10%) C <sub>g</sub>	0,38509(17)
Fe+70 ат. % Mg–C			
3.1	1700	(74%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (26%) C <sub>d</sub>	0,38639(5)
3.2	1800	(86%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (7%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C' + (7%) C <sub>d</sub>	0,38666(12) 0,38411(15)
3.3	1900	(85%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (15%) Mg	0,38473(6)
3.4	2000	(80%) (Fe,Mg) <sub>4</sub> C + (20%) Mg	0,38435(63)

C<sub>d</sub> – алмаз, C<sub>g</sub> – графит

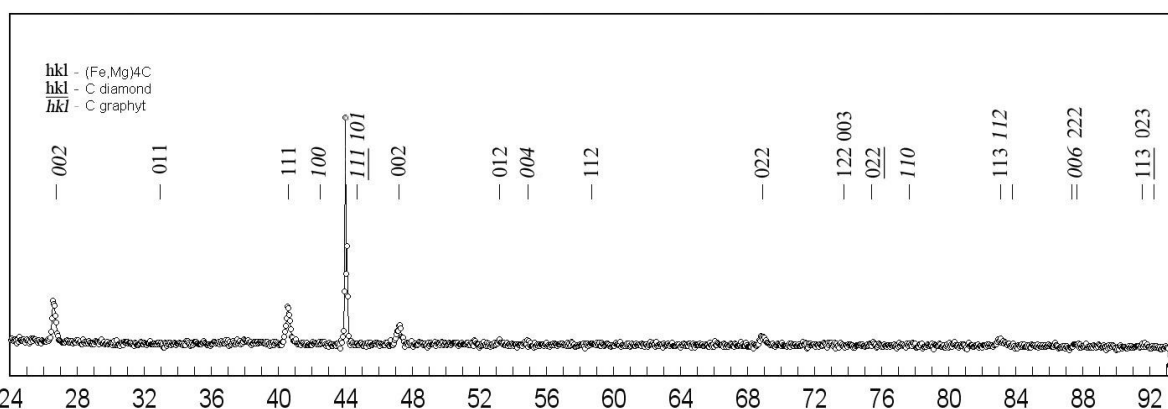


Рис. 2. Дифракционный спектр сплава-растворителя углерода на основе (Fe–30 ат. % Mg) + C после проведения процесса кристаллизации алмаза при P=7,7 ГПа и T=1900 °С

Впервые при высоких давлениях и температурах получено соединение (Fe,Mg)<sub>4</sub>C. Согласно полученным данным основной фазовой составляющей каждого из изученных образцов является фаза, дифракционные отражения которой хорошо индицируются в

кубической сингонии с периодом решетки  $a \approx 0,38$  нм. Значение периода кристаллической решетки, характерное расположение линий на дифрактограмме и соотношение их интенсивностей могут свидетельствовать о том, что кристаллическая структура данной фазы изоструктурна двойному карбиду  $Fe_4C$  [14]. Действительно, выполненные для образцов двух составов расчеты (табл. 2) подтвердили правильность сделанного предположения и показали, что взаимодействие компонентов в системе сопровождается образованием тройного карбида  $(Fe,Mg)_4C$ , в котором углерод занимает фиксированное положение  $1a$ , а железо и магний статистически размещаются в положении  $4e$  [15]. В целом, структуру  $(Fe,Mg)_4C$  формирует укладка тетраэдров из атомов Fe/Mg, часть из которых центрирована атомами углерода.

Таблица 2. Кристаллографические данные тройного карбида  $(Fe,Mg)_4C$  (структура типа  $Fe_4C$ )

Атом	Позиция	Заполнение	X	Y	Z
Fe+30 ат. % Mg–C					
Me	$1a$	1,00(00)	0,249(2)	0,249(2)	0,249(2)
C	$4e$	1,00(00)	0	0	0
Me		0,70 Fe+ 0,30 Mg			
Пространственная группа		$P-43m$			
Период решетки, нм		$a = 0,38622(1)$			
Температурная поправка, нм <sup>2</sup>		$B = 0,44(3) \cdot 10^{-2}$			
Фактор расходимости		$R_I = 0,027$			
Fe+70 ат. % Mg–C					
Me	$1a$	1,00(00)	0,248(3)	0,248(3)	0,248(3)
C	$4e$	1,00(00)	0	0	0
Me		0,30 Fe+ 0,70 Mg			
Пространственная группа		$P-43m$			
Период решетки, нм		$a = 0,38473(6)$			
Температурная поправка, нм <sup>2</sup>		$B = 2,16(2) \cdot 10^{-2}$			
Фактор расходимости		$R_I = 0,038$			

Результаты уточнения кристаллической структуры показывают, что при высоких давлениях и температуре магний связывается с железом с образованием сложного карбида  $(Fe,Mg)_4C$ , соотношение Fe:Mg в котором для образцов 1.1 и 3.3 практически отвечает таковому в шихте образца.

С увеличением содержания магния в исходных сплавах периоды решетки фазы  $(Fe,Mg)_4C$  существенно уменьшаются (табл.1); особенно это заметно для образцов, полученных при высоких температурах (1900 и 2000 °С, рис. 3). Однако, вопрос о том, является ли эта фазы индивидуальным тройным соединением или представляет собой непрерывный ряд твердых растворов на основе двойного карбида  $Fe_4C$ , требует дополнительных исследований.

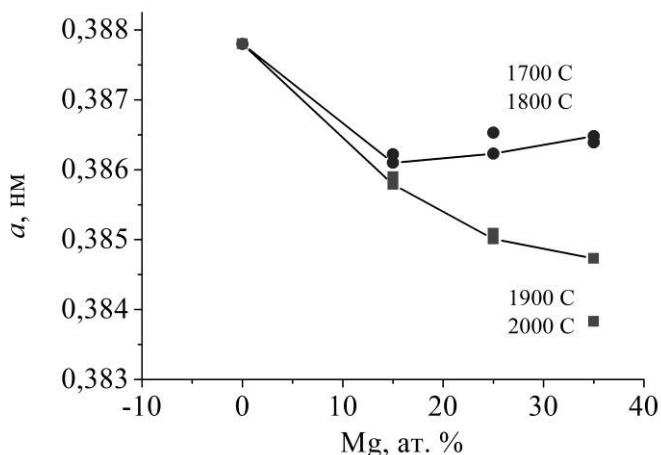


Рис. 3. Концентрационные зависимости периода кристаллической решетки карбида  $(Fe,Mg)_4C$ , полученного при различных температурах

На ИК-спектрах исследованных кристаллов (рис. 4) в области проявления собственных решеточных колебаний наблюдается система полос поглощения, связанная с нескомпенсированным бором с характерными пиками при 2460, 2810  $cm^{-1}$ . Концентрация

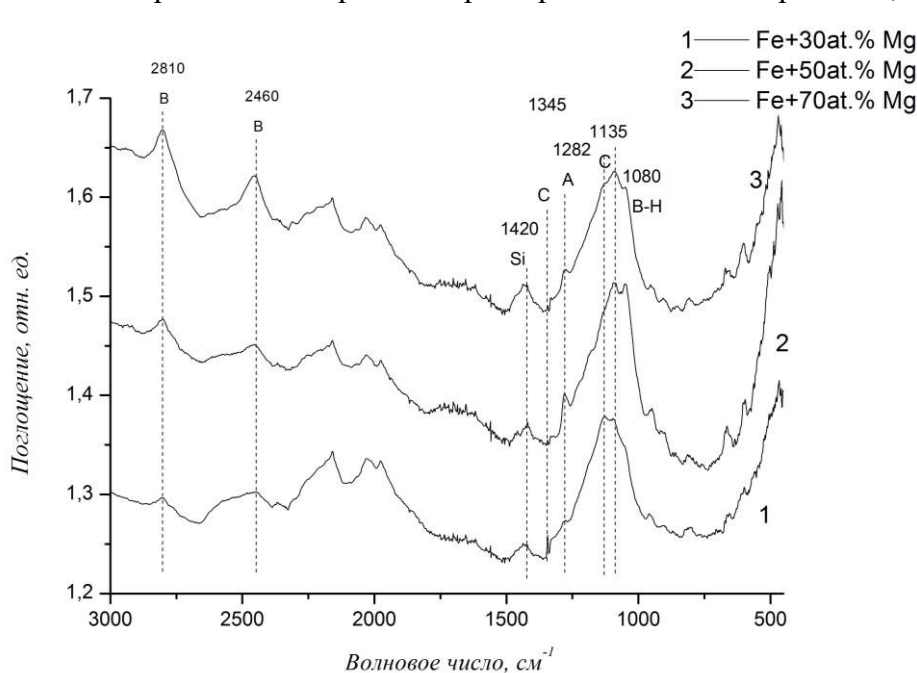


Рис. 4. ИК-спектры кристаллов алмаза, выращенных в системе  $Fe-Mg-C$  при  $P=7,7$  ГПа и  $T=1900$  °C с использованием сплава-растворителя с различным содержанием магния: 1— $Fe+30$  ат. % Mg, 2— $Fe+50$  ат. % Mg, 3— $Fe+70$  ат. % Mg.

парамагнитного азота с увеличением содержания магния в ростовой системе незначительно снижается от  $3,6 \cdot 10^{19}$  до  $3,3 \cdot 10^{19}$   $cm^{-3}$ . В процессе выращивания происходила агрегация

В экспериментах по выращиванию монокристаллов алмаза в системе  $Fe-Mg-C$  были получены монокристаллы алмаза размером 200–10 мкм, кубического и тетраэдрического габитуса. Увеличение содержания магния в системе  $Fe-Mg-C$  и температуры выращивания приводило к увеличению скорости роста кристаллов, вследствие чего наблюдалось образование сростков и двойников.

Цвет кристаллов варьировался от бесцветных до светло-желтых, при температурах выращивания выше 1900 °C получены также кристаллы голубого и черного цвета, количество которых возрастает при увеличении содержания магния в исходном сплаве.

нескомпенсированно бора в таких кристаллах при увеличении содержания магния в ростовой системе от 30 до 70 ат. % увеличивается  $\sim 3$  раза (от  $5,76 \cdot 10^{16}$  до  $1,70 \cdot 10^{17}$   $cm^{-3}$ ).

В однофононной области наблюдаются пики, связанные с примесными атомами азота в виде парамагнитного атома замещения, C-дефекта ( $1345$  и  $1135$   $cm^{-1}$ ) и в виде непарамагнитного A-дефекта ( $1282$   $cm^{-1}$ ). Концентрация

одиноким С-дефектом в парамагнитные А-центры, концентрация азота в которых достигала  $4,0 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  в кристаллах, полученных в ростовой системе, содержащей 50 ат. % Mg.

Кроме того, на ИК-спектрах присутствует полоса поглощения при  $1420 \text{ см}^{-1}$ , которая ранее наблюдалась в кристаллах, выращенных с добавлением в ростовую систему Si [16], а также в спектрах CVD-кристаллов, выращенных на кремниевой подложке [16].

Наблюдается увеличение интенсивности полосы поглощения при  $1080 \text{ см}^{-1}$  с повышением содержания магния в ростовой системе, ранее эта полоса наблюдалась в спектрах CVD-кристаллов, легированных бором, проявление на спектрах этой полосы связано с возникновением деформационных колебаний В–Н [16].

### Выводы

1. По результатам ИК-спектроскопии можно сделать заключение, что содержание некомпенсированного бора в монокристаллах алмаза увеличивается с  $5,76 \cdot 10^{16}$  до  $1,70 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  при возрастании содержания Mg в ростовой системе, хотя содержание бора в исходных компонентах составляет  $<10^{-5}$  масс. %.

2. Содержание парамагнитного азота в выращенных кристаллах составляет  $\sim 3,45 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ; максимальное содержание агрегированного азота достигает значений  $4,0 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  в кристаллах, выращенных с использованием сплава-растворителя Fe–50 ат. % Mg.

3. В кристаллах, выращенных в системе Fe–Mg–C, наблюдается образование примесного центра В–Н ( $1080 \text{ см}^{-1}$ ) и присутствие примеси Si, проявляющейся в ИК-спектрах полосой при  $1420 \text{ см}^{-1}$ .

4. При высоких давлениях и температурах получено соединение  $(\text{Fe}, \text{Mg})_4\text{C}$  с периодом решетки  $a \approx 0,38 \text{ нм}$ , кристаллическая структура фазы изоструктурна двойному карбиду  $\text{Fe}_4\text{C}$ .

*Досліджено особливості дефектно-домішкового складу монокристалів алмазу, вирощених в умовах високих тисків та температур методом спонтанної кристалізації на основі сплавів Fe та Mg. Досліджено особливості утворення дефектно-домішкових центрів в алмазі за участю атомів бору, кремнію, водню, а також агрегації азоту при  $P=7,7 \text{ ГПа}$  и  $T=1900^\circ\text{C}$ . Показано, що зі збільшенням вмісту магнію в ростовій системі від 30 до 70 ат. % концентрація некомпенсованої домішки бору збільшується в  $\sim 3$  рази, від  $5,76 \cdot 10^{16}$  до  $1,70 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ; для розчинника з вмістом 50 ат. % Mg спостерігається агрегація парамагнітного азоту в центри типу А до рівня  $4,0 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Вперше встановлено існування трійного карбиду  $(\text{Fe}, \text{Mg})_4\text{C}$ , який було виявлено з використанням рентгенофазового аналізу у всьому діапазоні концентрацій сплавів, що досліджувались, після їх «загартування» з області кристалізації алмазу до кімнатної температури та атмосферного тиску.*

**Ключові слова:** монокристали алмазу, система залізо–магній–віглиць, карбід  $(\text{Fe}, \text{Mg})_4\text{C}$ , бор, азот, кремній.

### PHASE TRANSFORMATIONS IN Fe-Mg-C SYSTEM AT HIGH PRESSURES

*The features of defect-impurity composition of diamond single crystals grown under high pressure high temperature by spontaneous crystallization method in Fe-Mg-based alloy-solvents system have been studied. Formation of defect-impurity centers in diamond with boron, silicon, hydrogen, and nitrogen aggregation at  $P = 7,7 \text{ GPa}$  and  $T = 1900^\circ\text{C}$  has been investigated. It has been shown that with increasing of magnesium content in the growth system from 30 to 70 at. % concentration of uncompensated boron impurity in crystals increased in  $\sim 3$  times, from  $5,76 \cdot 10^{16}$  to  $1,70 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ; for solvent with 50 at. % Mg paramagnetic nitrogen aggregation in A-centers up to  $4,0 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  has been observed. For the first time the existence of the ternary carbide  $(\text{Fe}, \text{Mg})_4\text{C}$ , which is detected using X-ray diffraction throughout the range*

of concentrations of the alloys after "hardening" from the region of diamond crystallization to room temperature and atmospheric pressure has been found.

**Key words:** diamond single crystals, iron–magnesium-carbon system,  $(Fe,Mg)_4C$  carbide, boron, nitrogen, silicon.

### Литература

1. Сверхтвердые материалы. Получение и применение : в 6 т. / под ред. Н. В. Новикова]. – Киев : ИПЦ «Алкон» НАН Украины, 2003–2008. – 6 т.
2. Синтетические сверхтвердые материалы : в 3 т. Т. 1. Синтез сверхтвердых материалов / под ред. Н. В. Новикова. – К. : Наукова думка, 1986. – 280 с.
3. Bundy F. P., Vovenkerk H. P., Strong H. M., Wentorf R. H. Diamond-graphite equilibrium line from growth and graphitization of diamond // J. Chem. Phys. – 1961. – 35. – N 2. – P. 383–391.
4. Диаграмма состояния системы магний – углерод при давлении 7,7 ГПа / А. А. Шульженко, И. Ю. Игнатьева, Н. Н. Белявина, И.С. Белоусов // Сверхтвердые материалы. – 1988. – № 6. – С. 3–5.
5. Diamond crystallization from an Mg–C system under high pressure, high temperature conditions / Y. N. Palyanov, Y. M. Borzdov, I. N. Kupriyanov, A. F. Khokoryakov et al. // CrystEngComm. – 2015. – N 17. – P. 4928–4936.
6. Коваленко Т. В., Ивахненко С. А. Свойства алмазов, выращенных на затравке в системе магний–углерод // Сверхтвердые материалы. – 2013. – № 3. – С. 3–10.
7. Дорофеев Г. А., Елсуков Е. П., Ульянов А. Л. Механическое сплавление компонентов системы Fe–Mg // Неорганические материалы. – 2004. – 40. – № 7. – С. 793–803.
8. Механизмы, кинетика и термодинамика механического сплавления в несмешивающейся системе Fe–Mg / Е. П. Елсуков, Г. А. Дорофеев, А. Л. Ульянов, А. Н. Маратканова // Химия в интересах устойчивого развития. – 2005. – № 13. – С. 191–196.
9. Dubrovinskaia N., Dubrovinsky L., McCammon C. Iron–magnesium alloying at high pressures and temperatures // J. Phys. : Condens. Matter. – 2004. – N 16. – P. 1143–1150.
10. Beating the Miscibility Barrier between Iron Group Elements and Magnesium by High-Pressure Alloying / N. Dubrovinskaia, L. Dubrovinsky, I. Kantor, W. A. Crichton et al. // Phys. review letters. – 2005. – 95. – N 24. – 245502.
11. Ansara I., Dinsdale A. T., Rand M. H. Cost 507: Thermochemical database for light metal alloys, Vol. 2. – Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities, 1998. – p. 396.
12. Марків В. Я., Белявіна Н. Н. Апаратно-програмний комплекс для дослідження полікристалічних речовин за їх рентгенівськими дифракційними спектрами // Друга міжн. конф. «Конструкційні та функціональні матеріали» (КФМ'97) : Зб. наук. праць – Львів, 1997. – С. 260–261.
13. Физические свойства алмаза : справочник / под ред. Н. В. Новикова. – К. : Наукова думка, 1987. – 191 с.
14. Structure and stability of  $Fe_4C$  bulk and surfaces: A density functional theory study / Chun-Mei Deng, Chun-Fang Huo, Li-Li Bao et al. // Chemical Physics Letters. – 2007. – 448. – N 1–3. – P. 83–87.

15. Rahman G., Haseen U. J. Elastic and magnetic properties of cubic Fe<sub>4</sub>C from first-principles. – Cond-mat.mtrl-sci. – 2014. – arXiv:1408.5489. – Mode of access: <http://arxiv.org/abs/1408.5489v1>.
16. Zaitsev A. M. Optical Properties of Diamond : a data handbook / A. M. Zaitsev // Berlin : Springer, Verlag. – 2001. – 502 p.

Поступила 25.07.16

УДК 549.211:548.736.15

**М. А Серга**, канд. техн. наук; **А. В. Бурченя**; **О. А. Заневский**, канд. хим. наук;  
**О. П. Потапенко**

*Институт сверхтвердых материалов им.В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*

### **ИСХОДНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe-Al ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА ТИПА ПА**

*Исследована фазовая структура сплава-растворителя Fe-Al, применяемого при выращивании монокристаллов алмаза Па типа методом НРНТ. Получены рекомендации относительно дополнительного легирования сплава для оптимизации процесса выращивания монокристаллов.*

**Ключевые слова:** монокристаллы алмаза, система железо–алюминий–углерод, система железо–алюминий–кобальт -углерод, фазы железа

#### **Введение**

Для выращивания монокристаллов алмаза типа Па применяются сплавы на основе Fe–Al с содержанием алюминия 3–4,5 масс.% [1]. Исходные слитки этих сплавов изготавливают обычно методами электронно-лучевого переплава или индукционного плавления; исходный фазовый состав этих сплавов зависит от условий их приготовления и представляет собой смесь α-фазы и γ-фазы железа [2]. Фазовая диаграмма сплавов Fe–Al очень сложная (рис. 1) [2], при воздействии высоких давлений фазовые соотношения в этой системе могут существенно изменяться. Это приводит к неоднородностям по составу при насыщении растворителей углеродом и различным результатам по кристаллизации алмаза при использовании сплавов с одинаковым содержанием исходных компонент.

Увеличение давления приводит к расширению области стабильности γ-фазы; в условиях насыщения растворителя углеродом от источника наблюдается образование карбидов (Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub>).