

Одержання, структура, властивості

УДК 539.381, 538.911, 538.97, 548.74

**И. М. Фодчук¹, С. А. Ивахненко², В. Н. Ткач²*,
С. В. Баловсяк¹, М. Д. Борча¹, Н. С. Солодкий¹,
И. И. Гуцуляк¹, А. Р. Кузьмин¹, О. В. Сумарюк¹**

¹Черновицкий национальный университет

им. Юрия Федьковича, г. Черновцы, Украина

²Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля

НАН Украины, г. Киев, Украина

*tkach@ism.kiev.ua

Распределение локальных деформаций в синтетических кристаллах алмаза из анализа параметров энергетического спектра картин Кикучи

Определена средняя деформация в локальных областях синтетического алмаза с помощью энергетического Фурье-спектра при анализе цифровых картин Кикучи. Степень размытия дифракционных полос и их пересечений на изображениях, вызванных деформациями, количественно описаны через средний пространственный период и площадь радиального распределения энергетического спектра. Планарное распределение локальных деформаций позволило определить их анизотропию в кристалле по величине и направлению.

Ключевые слова: синтетические алмазы, линии Кикучи, дифракция отраженных электронов, Фурье-преобразование, энергетический Фурье-спектр.

ВВЕДЕНИЕ

Большой интерес к кристаллам природного и синтетического алмаза вызван его уникальными физическими и химическими свойствами, в частности, высокими теплопроводностью при комнатной температуре, твердостью, износостойкостью и радиационной стойкостью, а также химической инертностью, исключительными оптическими и электрическими характеристиками (например, высоким удельным сопротивлением) [1, 2].

Известно большое количество различных методов исследования дефектной системы и структуры алмазов или алмазоподобных кристаллов [3–12]. В частности, для определения степени однородности и совершенства кристаллических материалов перспективным является использование дифракции

© И. М. ФОДЧУК, С. А. ИВАХНЕНКО, В. М. ТКАЧ, С. В. БАЛОВСЯК, М. Д. БОРЧА, Н. С. СОЛОДКИЙ,

И. И. ГУЦУЛЯК, А. Р. КУЗЬМИН, О. В. СУМАРЮК, 2020

обратно рассеянных электронов (метод Кикучи) [7–9]. В методе Кикучи изображение дифракции электронов может записываться от отдельных участков образца размерами в несколько десятков нанометров. Это позволяет определять кристаллографическую ориентацию зерен, угловую разориентацию между ними ($< 0,1^\circ$) и деформационное состояние в отдельных зернах [3–6]. Перспектива более широкого использования метода Кикучи может быть связана с совершенствованием компьютерных методов обработки данных [8–10]. Некоторые из них уже использованы для получения значений средних локальных деформаций в кристаллах, в частности, с помощью двумерного Фурье-преобразования картин Кикучи, а также из анализа профилей интенсивности полос и смещения осей зон [10–13].

В данной работе апробирован и использован новый подход для оценки величины деформации в отдельных локальных областях кристаллов алмаза. Для анализа изменений формы и площади профиля интенсивности полос Кикучи использовано дискретное двумерное Фурье-преобразование картин Кикучи и их энергетический Фурье-спектр. Это значительно повысило информативность и однозначность трактовки изменений в геометрии формы профиля полос Кикучи и, следовательно, позволило на количественном уровне проводить оценку изменений в тонкой структуре алмазов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для определения деформационного состояния синтетических алмазов проведены исследования с помощью растрового электронного микроскопа Zeiss EVO 50 XVP фирмы “Carl Zeiss”, Германия, с использованием CCD-детектора. Угол падения пучка электронов на поверхность кристалла был равен 70° .

Синтетические алмазы были получены методом температурного градиента в системе Fe–Al–C при высоком (~ 6 ГПа) статическом давлении и высокой (~ 1700 К) температуре, время роста составляло ~ 48 ч [14–16]. В качестве подложки использовали поверхность (100) алмаза, синтезированного в системе Ni–Mn–C.

Для разных участков исследуемого образца (обозначенных цифрами на рис. 1, а) были получены картины Кикучи (рис. 1, б). Положение каждой из полос Кикучи определяли с помощью стандартного программного обеспечения, которое дает информацию о кристаллографической ориентации осей зон (области пересечения полос Кикучи) [17].

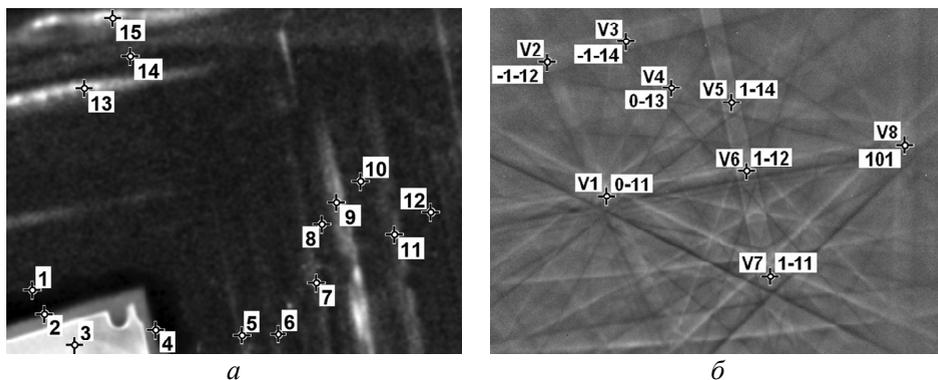


Рис. 1. Фрагмент поверхности алмаза размером 170×120 мкм, полученный с использованием катодолумinesцентной топографии; маркерами указаны участки 1–15, в которых получены картины Кикучи (а); маркерами V1–V8 указаны индексы осей зон и узлы, между которыми определяли профили интенсивности полос Кикучи (б).

Отметим, что картины Кикучи (см. рис. 1, б), полученные от различных областей образца, демонстрируют (на тонком уровне) несовершенство строения решетки алмаза, его структурную неоднородность в локальных участках.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ПРОФИЛЕЙ ИНТЕНСИВНОСТИ ПОЛОС КИКУЧИ

Проблема анализа картин Кикучи заключается в том, что интенсивности профилей полос Кикучи и координаты их сечений (узлов) зависят не только от структурных параметров исследуемого кристалла, но и от условий эксперимента. В зависимости от экспериментальных условий (угла падения электронов на образец, расстояния от образца до детектора электронов и др.) возможно смещение узла по ширине и высоте, сжатие или растяжение изображения вдоль разных направлений, поворот, изменение средней яркости и другие искажения. Поэтому для компенсации влияния последних было выполнено совмещение изображений Кикучи на участках 2–15 с эталонным изображением на участке 1 с помощью генетических алгоритмов [18]. С целью повышения точности совмещения изображений выполнено фильтрацию шума на картинах Кикучи [19, 20]. Задача заключается в минимизации несоответствия (разницы) между изображением линий Кикучи эталонной области образца и изображениями, полученными от других областей кристалла [19, 20].

На рис. 1, б маркерами V1–V8 указаны индексы кристаллографических осей зон и узлов, между которыми определяли профиль интенсивности полос Кикучи (рис. 2).

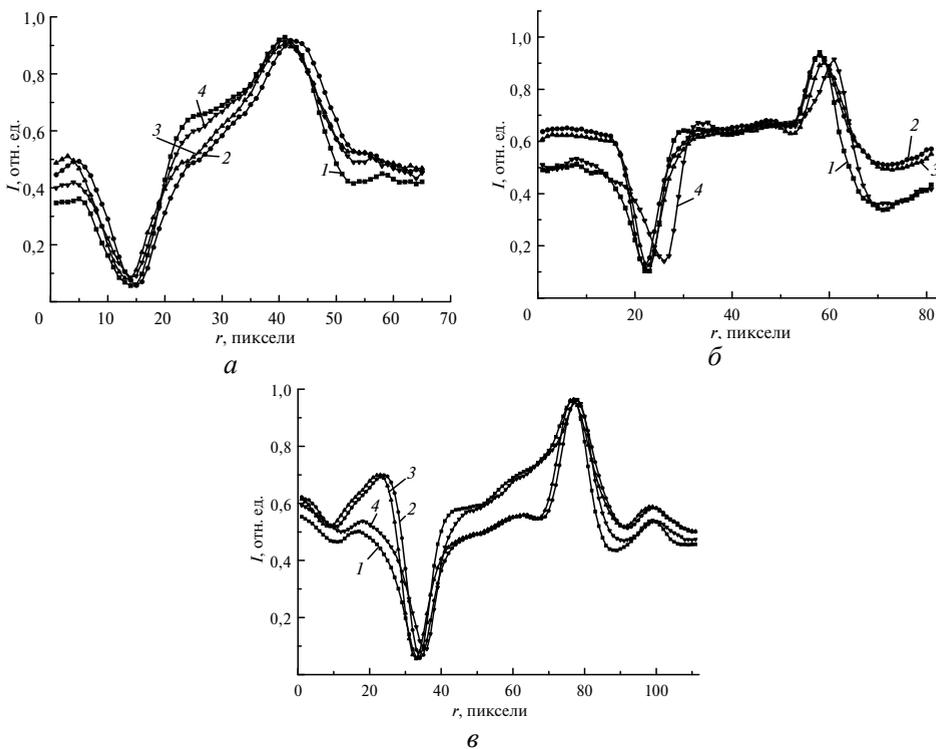


Рис. 2. Усредненные профили p1 (1), p2 (2), p3 (3), p4 (4) интенсивности полос Кикучи в участках 1–4 между узлами V1–V2 (а), V1–V5 (б), V1–V7 (в) (см. рис. 1, б).

Как правило, интенсивность профилей полос нормируется и анализируется при изменении их формы [21]. На рис. 2 имеются различия не только в площади под усредненным профилем, а также в форме распределений интенсивности, свидетельствуют о наличии в данном образце синтетического алмаза неоднородных (как по величине, так и по направлению) деформаций и, следовательно, напряжений.

Локальную деформацию ε_V для определенного кристаллографического направления (плоскости) можно вычислить из анализа изменений площади под профилем интенсивности полосы Кикучи с помощью соотношения [13]

$$\varepsilon_V = k_d \ln \left(\frac{S_{I0}}{S_I} \right), \quad (1)$$

где коэффициент $k_d = 4,33 \cdot 10^{-3}$; S_I – площади под профилем полосы в области с деформацией; S_{I0} – максимальное значение S_I для всех областей.

На рис. 3 приведено распределение деформаций ε_V в локальных областях (n_A) кристалла синтетического алмаза, вычисленных с помощью соотношения (1), а также ε_S – средние значения деформаций (ε_V^{12} , ε_V^{15} , ε_V^{17}) для всех кристаллографических направлений.

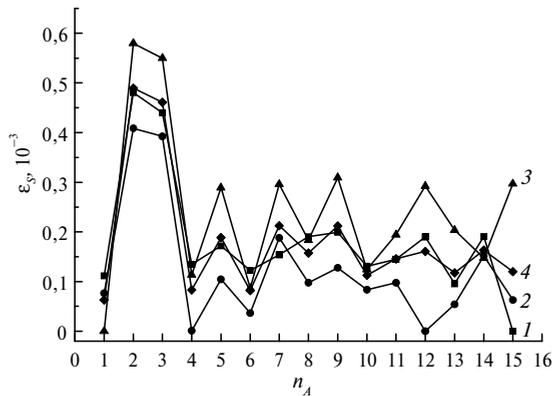


Рис. 3. Анизотропия в распределении деформаций $\varepsilon(n_A)$ по направлениям (см. рис. 1, б): деформации, вычисленные на основании профилей полосы Кикучи между узлами V1–V2 $[\bar{3}1\bar{1}]$ – ε_V^{12} (1); между узлами V1–V5 $[\bar{5}\bar{1}1]$ – ε_V^{15} (2); между узлами V1–V7 $[\bar{2}\bar{1}1]$ – ε_V^{17} (3); среднее значение деформации для всех направлений – ε_S (4).

Значения деформаций ε_V , полученные для различных кристаллографических направлений, коррелируют между собой (см. рис. 3). При этом обнаруживается закономерность в зависимости средних значений деформаций $\bar{\varepsilon}_V$ (для всех участков кристалла) от кристаллографического направления: минимальное значение $\bar{\varepsilon}_V^{15} = 0,1255 \cdot 10^{-3}$ для направления $[\bar{5}\bar{1}1]$ и $\bar{\varepsilon}_V^{12} = 0,1837 \cdot 10^{-3}$ для $[\bar{3}1\bar{1}]$; максимальное значение $\bar{\varepsilon}_V^{17} = 0,2443 \cdot 10^{-3}$ для $[\bar{2}\bar{1}1]$. Обнаруженная зависимость деформации от кристаллографического направления указывает на существенную анизотропию деформаций для исследованных кристаллов алмаза.

Для значений деформаций ε_S также обнаружено характерные осцилляции с максимумами для участков 5, 7, 9 и минимумами для участков 4, 6, 8, 10 (см. рис. 3). Максимумы таких осцилляций соответствуют на рис. 1, а свет-

лым участкам 5, 7, 9 и указывают на периодичность в изменении структурных свойств кристаллов.

На основании полученных значений деформаций ϵ_S путем аппроксимации вычислено планарное распределение деформаций для исследованного кристалла алмаза (рис. 4). Планарное распределение деформаций также подтверждает периодичность в изменении структурных свойств кристаллов, особенно для локальных максимумов в участках 5, 7, 9.

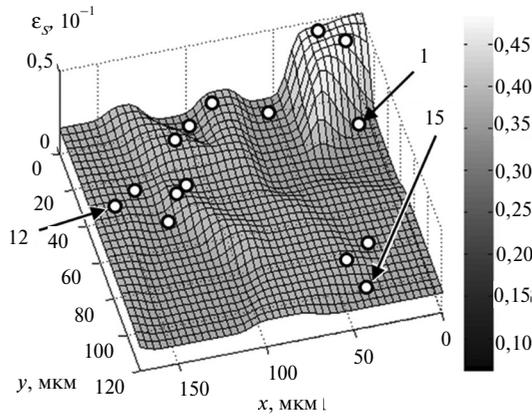


Рис. 4. Планарное распределение деформации ϵ_S в локальных участках 1–15 синтетического кристалла алмаза (см. рис. 1, а).

Анализ особенностей распределения локальных деформаций в отмеченных маркерами участках кристалла на рис. 3 и 4 дает не только качественное представление о характере их анизотропии, но также и о неоднородности условий роста кристалла и распределении легирующих примесей [15–16].

АНАЛИЗ КАРТИН КИКУЧИ С ПОМОЩЬЮ ПАРАМЕТРОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ФУРЬЕ-СПЕКТРА

Степень размытия полос на картинах Кикучи, полученных от различных участков кристалла, существенно различается, поэтому для количественной оценки анализируют их энергетические Фурье-спектры. Обработка изображений выполняется в программной среде MatLab [22, 23].

Спектр Фурье F цифрового изображения полос Кикучи f рассчитывали с помощью быстрого двумерного дискретного Фурье-преобразования (Discrete Fast Fourier Transform) по соотношению [14]

$$F(m, n) = \sum_{i=0}^M \sum_{k=0}^N f(i, k) \exp\left(-2\pi j \left(\frac{m(i-1)}{M} + \frac{n(k-1)}{N}\right)\right), \quad (2)$$

где m, n – номера частот спектра по высоте и по ширине соответственно, $m = 1, 2, \dots, M$; $n = 1, 2, \dots, N$; M, N – размеры изображения f в пикселах; j – мнимая единица.

Энергетический спектр P_S изображения f равен квадрату модуля централизованного Фурье-спектра F_C :

$$P_S = |F_C|^2. \quad (3)$$

Для дальнейшей обработки энергетические спектры P_S картин Кикучи представлены в логарифмическом масштабе:

$$P_{SL} = \ln(C_L + P_S), \quad (4)$$

где C_L – константа, которой можно регулировать контраст и цветовую гамму при визуализации (по умолчанию $C_L = 1$).

Логарифмическое масштабирование позволяет эффективно обрабатывать составляющие спектра P_{SL} даже с незначительной амплитудой. Полученные энергетические спектры P_S существенно зависят от степени размытия полос Кикучи, и, соответственно, от величины локальных деформаций ε . Для определения ε использовано частотные характеристики изображений, которые зависят только от параметров исследованных объектов [14].

Путем линейной интерполяции энергетического спектра P_S рассчитывали его радиальное распределение $P_R(d)$, где d – целочисленные значения расстояния от элемента спектра (m, n) до его центра (M_C, N_C) , $d = 1, \dots, N_R$, $N_R = N_{\min}/2$, $N_{\min} = \min(M, N)$ – минимальный размер изображения f . Значения $P_R(d)$ равны среднему арифметическому $P_S(m, n)$ для дискретных значений d . Каждому значению расстояния d соответствует значение пространственной радиальной частоты ν_r .

Полученные спектры P_S и их распределения $P_R(\nu_r)$ имеют характерную форму для каждой исследованной области (рис. 5). Распределения P_R , также как и спектры P_S , содержат информацию о значении ε в исследованных локальных областях.

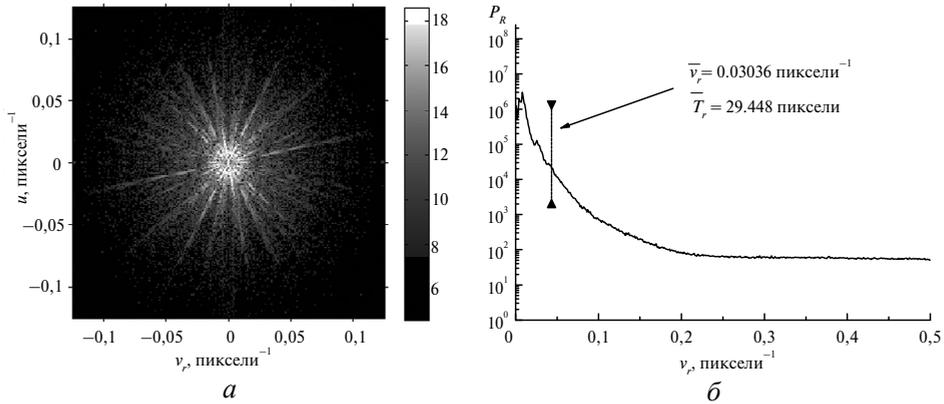


Рис. 5. Энергетический спектр P_S изображения (а) полос Кикучи и его радиальное распределение P_R в логарифмическом масштабе (б); $\bar{\nu}_r$ – средний радиальный пространственный период изображения для участка 1.

Как правило, на экспериментальных картинах Кикучи присутствует значительный высокочастотный шум, который проявляется на распределениях P_R в виде фона, особенно при высоких пространственных частотах $\nu_r > 0,2$ пикселей $^{-1}$. Такая шумовая составляющая распределений P_R приводит к искажению значений средней пространственной радиальной частоты $\bar{\nu}_r$ (см. рис. 5).

Поэтому для уточнения средней частоты $\bar{\nu}_r$ шумовую составляющую P_R удаляют. В качестве модели шума использовано аддитивный белый гауссовский шум [19, 22]. Уровень гауссовского шума описывают его средним квадратичным отклонением σ_{NE} .

Среднюю пространственную частоту $\bar{\nu}_r$ изображения f вычисляют на основе радиального распределения $P_R(d)$, где $d = 1, \dots, N_R$, без учета постоянной составляющей (нулевой частоты с номером $d = 1$) по формуле

$$\bar{v}_r = \frac{\sum_{d=2}^{N_R} P_R(d)v_r(d)}{\sum_{d=2}^{N_R} P_R(d)}, \quad (5)$$

Средней радиальной пространственной частоте \bar{v}_r соответствует средний радиальный пространственный период

$$\bar{T}_r = \frac{1}{\bar{v}_r}, \quad (6)$$

который вычислено на основе радиального распределения P_R в диапазоне от T_r^{\min} до T_r^{\max} , где $T_r^{\min} = 25$ пикселей; $T_r^{\max} = 75$ пикселей. Минимальное значение периода T_r^{\min} определяется как средняя полуширина полос Кикучи, поскольку профили полос имеют четкие минимумы и максимумы (меньшие пространственные периоды соответствуют шумовой составляющей). Максимальное значение периода $T_r^{\max} = 75$ пикселей выбрано равным трем средним полуширинам полос. Пространственные периоды, меньшие T_r^{\min} , соответствуют шумовой составляющей. Периоды, которые больше T_r^{\max} , описывают преимущественно фон изображений, а не распределение яркости полосы Кикучи.

Деформацию кристаллов $\Delta d/d$ можно определить через изменение периодов ε_T и площади ε_A радиальных распределений P_R их энергетических спектров по соотношениям [13]

$$\varepsilon_T = k_T \ln\left(\frac{\bar{T}_r}{\bar{T}_{r0}}\right); \quad (7)$$

$$\varepsilon_A = k_A \ln\left(\frac{S_P}{S_{PM}}\right), \quad (8)$$

где коэффициент $k_T = 4.33 \cdot 10^{-3}$ (также, как при определении деформаций ε_V , см. формулу (1)), $k_A = 1.4 \cdot 10^{-3}$ (выбрано путем минимизации средней квадратичной разницы между ε_A и ε_S); \bar{T}_r – средний радиальный пространственный период для участка кристалла (например, участков 1–15 на рис. 1, а); \bar{T}_{r0} – максимальное значение \bar{T}_r для всех участков; S_P – площадь распределения P_R для каждого локального участка (например, участков 1–15 на рис. 1, а); S_{PM} – минимальное значение S_P для всех участков.

На рис. 6 приведены значения средних деформаций в каждом участке образца. Полученные деформации ε_T и ε_A согласуются со значениями деформаций ε_S , вычисленными на основе профилей полос.

Для согласования результатов определения деформации кристаллов ε_S на основе профилей интенсивности полос Кикучи к значениям ε_T и ε_A добавляется постоянная составляющая $\Delta\varepsilon = 0,5 \cdot 10^{-4}$.

Незначительную разницу между значениями ε_T , ε_A и ε_S можно объяснить различными подходами в их определении. Значение деформации ε_S зависит от отдельных компонент тензора деформаций и связано с кристаллографической ориентацией полос. Согласованность между значениями ε_T , ε_A и ε_S свидетельствует о перспективе использования энергетического спектра Фурье для анализа картин Кикучи.

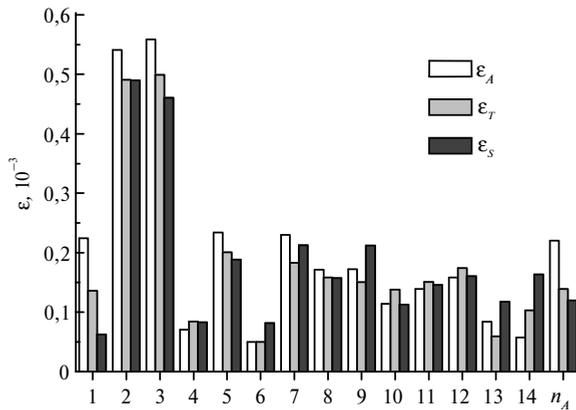


Рис. 6. Диаграмма значений средних деформаций в локальных областях алмаза, вычисленных различными методами: деформации, вычисленные на основе площади радиального распределения P_R (ϵ_A) и среднего радиального периода \bar{T}_r (ϵ_T); средние деформации, вычисленные на основе профилей полос Кикучи (ϵ_S).

ВЫВОДЫ

Использование метода энергетического Фурье спектра в дополнение к методу дискретного двухмерного Фурье преобразования картин дифракции обратного рассеяния электронов создало дополнительные возможности для определения значений средних деформаций в локальных областях синтетических алмазов. Это значительно повысило информативность и однозначность трактовки изменений в геометрии полос Кикучи.

Экспериментальные картины Кикучи от различных областей одного и того же образца характеризуются разной степенью размытия дифракционных полос. Степень размытия полос на картинах Кикучи связана с деформациями ϵ_T и ϵ_A , которые можно количественно описать через средний пространственный период и площадь радиального распределения энергетического спектра изображения Кикучи.

Совмещение изображений Кикучи с помощью генетических алгоритмов и фильтрация белого гауссовского шума для анализа полученных картин Кикучи с разной степенью размытия позволили более полно учесть влияние инструментальных факторов на формирование картин дифракции отраженных электронов.

Анализ особенностей распределения средних деформаций в локальных областях кристалла на планарных распределениях дает не только качественное представление о характере их анизотропии, но и качественное представление о возможном характере влияния технологических параметров на неоднородность условий роста кристаллов.

Визначено середні деформації у локальних областях синтетичного алмазу за допомогою енергетичного Фур'є-спектра при аналізі картин Кікучі. Ступінь розмиття дифракційних смуг і їх перетинів на зображеннях, викликаних деформаціями, кількісно описано через середній просторовий період і площу радіального розподілу енергетичного спектру. Планарний розподіл локальних деформацій дозволив визначити їх анизотропію в кристалі за величиною і напрямком.

Ключові слова: синтетичні алмази, лінії Кікучі, дифракція відбитих електронів, Фур'є-перетворення, енергетичний Фур'є-спектр.

Values of average deformations in local regions of synthesized diamond are determined using the power Fourier spectrum in the analysis of Kikuchi pattern. The degree of bands blurring on image is related with the deformation, which are quantitatively described through the changes of average radial period and the radial distribution area of the energy spectrum. The planar distribution of deformations is allowed to determine anisotropy by the magnitude and direction in the crystal.

Keywords: synthesized diamond, Kikuchi lines, diffraction of reflected electrons, Fourier transformation, power Fourier spectrum.

1. Chalker P.R., Johnston C., Werner M. Physical properties of diamond for thermistors and pressure transducers. *Semicond. Sci. Tech.* 2003. Vol. 18, no. 3. P. S113–S116.
2. Новиков Н.В. Физические свойства алмаза: Справ. Киев: Наук. думка, 1987. 188 с.
3. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science / eds. A.J. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams, D.P. Field. Germany: Springer Science+Business Media, 2009. 393 p.
4. Kaboli S., and Burnley P. C. Direct observations of crystal defects in polycrystalline diamond. *Mater. Charact.* 2018. Vol. 142. P. 154–161.
5. Fodchuk I., Balovsyak S., Borcha M., Garabazhiv Ya., Tkach V. Determination of structural inhomogeneity of synthesized diamonds by backscattering electron diffraction. *Phys. Status Solidi A.* 2011. Vol. 208, no. 11. P. 2591–2596.
6. Hagihara K., Okamoto T., Yamasaki M., Kawamura Y., Nakano T. Electron backscatter diffraction pattern analysis of the deformation band formed in the Mg-based long-period stacking ordered phase. *Scr. Mater.* 2016. Vol. 117. P. 32–36.
7. Vilalta-Clemente A., Naresh-Kumar G., Nouf-Allahiani M., Gamarra P., di Forte-Poisson M.A., Trager-Cowan C., Wilkinson A.J. Cross-correlation based high resolution electron backscatter diffraction and electron channelling contrast imaging for strain mapping and dislocation distributions in InAlN thin films. *Acta Mater.* 2017. Vol. 125. P. 125–135.
8. Dingley D.J., Wilkinson A.J., Meaden G., Karamched P.S. Elastic strain tensor measurement using electron backscatter diffraction in the SEM. *J. Electron. Microscopy.* 2010. Vol. 59, no. S1. P. S155–S163.
9. Stoll A., Wilkinson A.J. Simulation of deformation twins and their interactions with cracks. *Comput. Mater. Sci.* 2014. Vol. 89. P. 224–232.
10. Sasaki Y., Igushi M., Hino M. Measuring strains for hematite phase in sinter ore by electron backscattering diffraction method. *Key Eng. Mater.* 2006. Vol. 326–328. P. 237–240.
11. Borcha M.D., Balovsyak S.V., Fodchuk I.M., Khomenko V.Yu., Tkach V.N. Distribution of local deformations in diamond crystals according to the analysis of Kikuchi lines profile intensities. *J. Superhard Materials.* 2013. Vol. 35, no. 4. P. 220–226.
12. Borcha M.D., Balovsyak S.V., Fodchuk I.M., Khomenko V.Yu., Kroitor O.P., Tkach V.N. A strain state in synthetic diamond crystals by the data of electron backscatter diffraction method. *J. Superhard Mater.* 2016. Vol. 38, no. 4. P. 271–276.
13. Wright S. I., Nowell M. M., Field D. P. A Review of strain analysis using electron backscatter diffraction. *Microsc. Microanal.* 2011. Vol. 17, no. 3. P. 316–329.
14. Borcha M.D., Balovsyak S.V., Fodchuk I.M., Khomenko V.Yu., Kroitor O.P., Tkach V.N. Local deformation in diamond crystals defined by the Fourier transformations of Kikuchi patterns. *J. Superhard Mater.* 2013. Vol. 35, no. 5. P. 284–291.
15. Novikov N.V., Nachalna T.A., Ivakhnenko S.A., Zanevsky O.A., Belousov I.S., Malogolovets V.G., Podzyarei G.A., Romanko L.A. Properties of semiconducting diamonds grown by the temperature-gradient method. *Diamond Relat. Mater.* 2003. Vol. 12, no. 10–11. P. 1990–1994.
16. Lysakovskii V.V., Ivakhnenko S.A., Katruska A.N. Effect of the titanium doping of the Fe–Co–C solvent on the nitrogen content of diamond single crystals grown at high pressures and temperatures. *J. Superhard Mater.* 2007. Vol. 29, no. 6. P. 38–44.
17. Wilkinson A., Britton B. Strains, planes, and EBSD in materials science. *Mater. Today.* 2012. Vol. 15, no. 9. P. 366–376.
18. Баловсяк С.В., Фодчук І.М. Суміщення зображень об'єктів з використанням генетичних та градієнтних алгоритмів. *Комп'ютинг.* 2013. Vol. 12, № 2. С. 160–167.
19. Balovsyak S.V., Odaiska Kh.S. Automatic highly accurate estimation of gaussian noise level in digital images using filtration and edges detection methods. *Int. J. Image, Graphics. Signal Process.* 2017. Vol. 9, no. 12. P. 1–11.

20. Баловсяк С.В., Одайська Х.С. Автоматичне визначення рівня гаусового шуму на цифрових зображеннях методом виділених областей. *Кибернетика та обчислювальна техніка*. 2017. Vol. 3, no. 189. С. 43–60.
21. Борча М.Д., Звягинцева А.В., Ткач В.М., Ющенко К.А., Баловсяк С.В., Фодчук И.М., Хоменко В.Ю. Локальные деформации в окрестности трещины сварочного шва никелевого сплава, определенные с помощью Фурье-преобразования картин Кикучи. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013. Vol. 35, № 10. С. 1359–1370.
22. Гонсалес Р., Вудс Р. Цифровая обработка изображений. Москва: Техносфера, 2005. 1072 с.
23. Гонсалес Р., Вудс Р., Эддинс С. Цифровая обработка изображений в среде MatLab. Москва: Техносфера, 2006. 616 с.

Поступила в редакцию 25.03.19

После доработки 31.05.19

Принята к публикации 06.06.19