

PACS numbers: 61.05.jm, 61.72.Dd, 61.72.Mm, 61.72.uf, 68.35.bg, 68.35.Gy

## **Определение величины локальных деформаций и их анизотропии в поликристаллическом Ge по данным дифракции обратно рассеянных электронов**

**И. М. Фодчук, Н. С. Солодкий, М. Д. Борча, С. В. Баловсяк,  
В. М. Ткач\***

*Черновицкий национальный университет имени Юрия Федьковича,  
ул. Коцюбинского, 2,  
58012 Черновцы, Украина*

*\*Институт сверхтвёрдых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2,  
04074 Киев, Украина*

Предложен новый подход определения величины средних деформаций по картинам дифракции обратно рассеянных электронов в локальных участках поликристаллических образцов с решёткой алмаза. Для анализа изменений формы и площади профиля интенсивности полос Кикучи использовано дискретное двумерное Фурье-преобразование картин Кикучи и их энергетический Фурье-спектр. Степень размытия полос на картинах Кикучи связана с величинами деформации, которые количественно описываются через изменения среднего радиального периода и площади радиального распределения энергетического спектра изображения.

**Ключевые слова:** поликристаллический Ge, дифракция отражённых электронов, метод Кикучи, Фурье-преобразование, энергетический Фурье-спектр, деформация.

---

Corresponding author: Igor Mykhaylovych Fodchuk  
E-mail: ifodchuk@ukr.net

*Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University,  
2 Kotsyubynsky Str., UA-58012 Chernivtsi, Ukraine  
\*V.M. Bakul Institute for Superhard Materials, N.A.S. of Ukraine,  
2 Avtozavods'ka Str., UA-04074 Kyiv, Ukraine*

Citation: I. M. Fodchuk, M. S. Solodkyi, M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, and V. M. Tkach, Determination of Local Deformations and Their Anisotropy in Polycrystalline Ge by Electron Backscatter Diffraction Data, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 403–415 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.03.0403](https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0403).

Запропоновано новий підхід визначення величини середніх деформацій з картин дифракції зворотно розсіяних електронів в локальних ділянках полікристалічних зразків з ґратницею алмазу. Для аналізу змін форми і площі профілю інтенсивності смуг Кікучі використано дискретне двовимірне Фур'є-перетворення картин Кікучі та їх енергетичний Фур'є-спектр. Ступінь розмиття смуг на картинах Кікучі пов'язана з величинами деформацій, які кількісно описуються через зміни середнього радіального періоду і площі під радіальним розподілом енергетичного спектру зображення.

**Ключові слова:** полікристалічний Ge, дифракція зворотного розсіювання електронів, метод Кікучі, Фур'є-перетворення, енергетичний Фур'є-спектр, деформація.

A new approach of local average strain determination obtained from the data of electron backscatter diffraction in the local region of polycrystalline samples with a diamond lattice is proposed. A discrete two-dimensional Fourier transform and the power Fourier spectrum are used to analyse the shape and area changes of the intensity profile of the Kikuchi bands. The degree of bands tailing in Kikuchi pattern is related with the deformation values, which are quantitatively described by the changes of average radial period and the radial distribution area of the energy spectrum of the image.

**Key words:** polycrystalline Ge, electron backscatter diffraction, Kikuchi method, Fourier transform, power Fourier spectrum, deformation.

*(Получено 11 октября 2018 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Германий нашел широкое применение в различных оптических электронных устройствах, таких как интегральные схемы [1, 2], тонкопленочные транзисторы [3], инфракрасные детекторы [4], а также в качестве подложки для высокоэффективных солнечных элементов группы  $A^{III}B^V$  [5, 6]. Монокристаллические пластины Ge традиционно используются для большинства высокопроизводительных устройств. Однако хрупкость и жесткость германиевых пластин накладывают определенные ограничения на варианты их использования. С другой стороны, тонкие пленки Ge [7, 8] характеризуются высокой плотностью дефектов (в том числе, на границах между зернами), приводящей к уменьшению подвижности носителей заряда. Поэтому важной проблемой является диагностика распределения деформационного поля на отдельных зернах и вблизи границ в поликристаллических образцах германия.

На сегодня известно большое количество различных методов исследования дефектной системы и структуры поликристаллических материалов. В частности, с помощью рентгеновских методов определяют интегральные характеристики образцов — усредненные ве-

личины деформации и угловую межзёрненную разориентацию [9]. В то же время, дифракция обратно рассеянных электронов (метод Кикучи) дает возможность определять кристаллографическую ориентацию зёрен, угловую разориентацию между ними ( $< 0,1^\circ$ ) и деформационное состояние в отдельных зёрнах (диаметром в несколько нанометров) [10–13]. Картины Кикучи содержат информацию об изменении межплоскостных расстояний, которые обусловлены структурными нарушениями в кристалле.

Для анализа картин Кикучи разработан ряд подходов, которые дают информацию об изменении межплоскостных расстояний в определенных кристаллографических направлениях [14–19]. В [16, 20] локальная деформация  $\varepsilon$  определялась с помощью анализа изменений площади профиля интенсивности полосы Кикучи [21, 22], а в [23] предложено определение локальных деформаций в кристаллах с помощью метода гистограмм и метода дискретного двумерного Фурье-преобразования картин Кикучи.

В данной работе апробирован новый подход для оценки величины деформации в отдельных локальных областях (зёрнах) поликристаллического германия. Для анализа изменений формы и площади профиля интенсивности полос Кикучи использовано дискретное двумерное Фурье-преобразования картин Кикучи и их энергетический Фурье-спектр. Это значительно повысило информативность и однозначность трактовки изменений по геометрии (форме профиля) полос Кикучи.

## 2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Серия поликристаллических Ge пластин разной степени совершенства исследована методом дифракции обратного рассеяния электронов с помощью растрового электронного микроскопа фирмы «Zeiss» EVO-50. Угол падения пучка электронов на поверхность кристалла составлял  $70^\circ$ . Определялись величины деформаций в отдельных субзёрнах и на границах между ними.

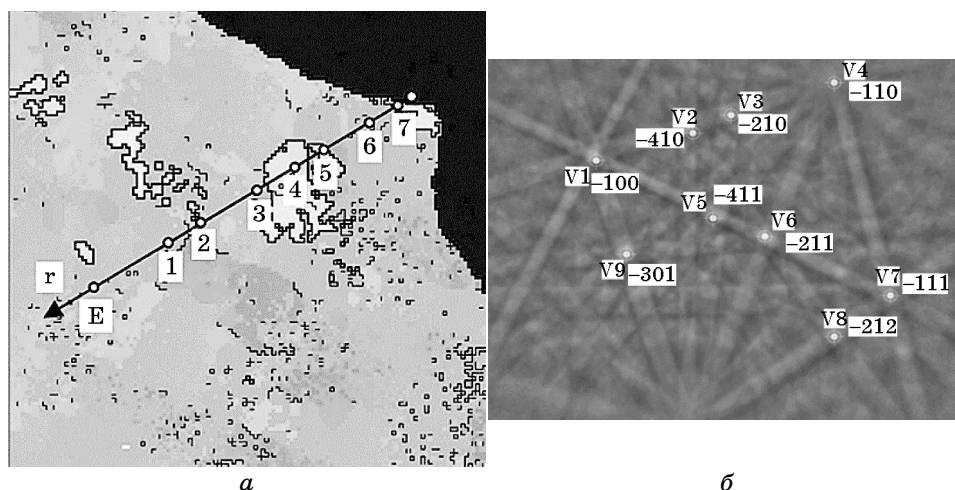
Катодолюминесцентные топограммы (рисунок 1, *а*) и картины Кикучи (рис. 1, *б*), полученные от различных областей образца, демонстрируют его структурную неоднородность и несовершенство. На характерном фрагменте поверхности образца (рис. 1, *а*) имеются поликристаллические зёрна различных размеров и незначительной угловой разориентации. Наблюдаются также отдельные зёрна с более высокой угловой разориентацией (до  $40^\circ$ ) между соседними зёрнами (блоками).

От локальных участков поверхности (обозначенных цифрами на рис. 1, *а*) получены картины Кикучи (рис. 1, *б*). Положение каждой из полос Кикучи определяется с помощью стандартного программного обеспечения, которое дает информацию о кристаллографиче-

ской ориентации осей зон (области пересечения полос Кикучи) [24].

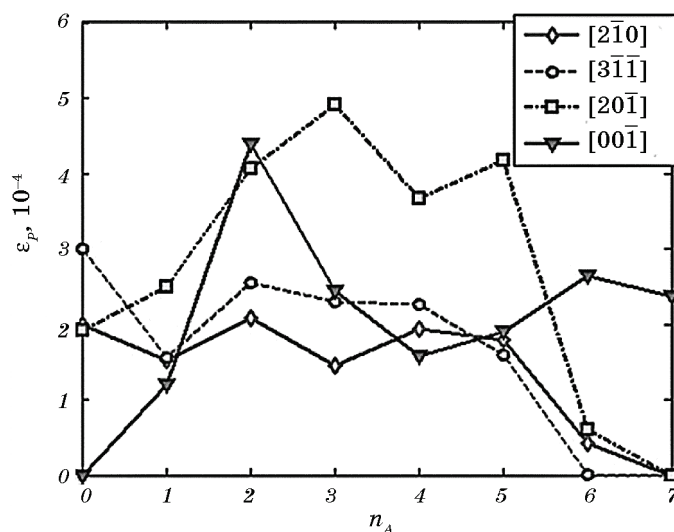
### 3. ОЦЕНКА ВЕЛИЧИНЫ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И АНИЗОТРОПИИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ИЗМЕНЕНИЙ ФОРМЫ И ПЛОЩАДИ СЕЧЕНИЯ ПОЛОСЫ КИКУЧИ

Картины Кикучи (рисунок 1, б) обрабатывались как цифровые изображения  $f$  (размером  $M \times N$  пикселей). Поскольку распределение интенсивности изображений зависит не только от структурных характеристик исследуемых кристаллов, но и от экспериментальных условий, выполнено совмещение изображений Кикучи № 1–7 с эталонным изображением с помощью генетических алгоритмов [25]. При совмещении изображений  $f$  минимизированы их основные искажения: смещение и масштабирование по ширине и высоте, поворот, изменение интенсивности и контраста. В результате про-



**Рис. 1.** Фрагмент ( $1242 \times 1210$  мкм) катодолуминесцентных изображений поверхности Ge, где маркерами указаны участки № 1–7 и эталон E (далее обозначаемый также как участок № 0), в которых получены картины Кикучи в результате обратного рассеяния электронов (а). Картина Кикучи для участка E (эталона), где маркерами V1–V9 указаны индексы осей зон и узлы, между которыми определялись профили интенсивности полос Кикучи (б).

**Fig. 1.** Fragment ( $1242 \times 1210$   $\mu\text{m}$ ) of cathodoluminescent images of the Ge surface, where markers indicate areas Nos. 1–7 and etalon E (hereinafter also denoted as area No. 0) in which Kikuchi patterns were obtained as a result of electrons backscattering (a). Kikuchi pattern for the area E, where markers V1–V9 indicate the indices of the zone axes and the nodes between which the intensity profiles of the Kikuchi bands were determined (b).



**Рис. 2.** Распределение деформаций  $\varepsilon_p$  в локальных областях  $n_A$  кристалла Ge для кристаллографических направлений  $[2\bar{1}0]$ ,  $[3\bar{1}\bar{1}]$ ,  $[20\bar{1}]$ ,  $[00\bar{1}]$ .

**Fig. 2.** Distribution of deformations  $\varepsilon_p$  in the local regions  $n_A$  of Ge crystal for crystallographic directions  $[2\bar{1}0]$ ,  $[3\bar{1}\bar{1}]$ ,  $[20\bar{1}]$ ,  $[00\bar{1}]$ .

веденного совмещения получено, что распределение интенсивности картин Кикучи зависит в основном от структурных характеристик кристаллов.

В зёрнах и вблизи границ раздела между ними степень размытия дифракционных линий на изображениях Кикучи различна. Для определения величины деформаций и анизотропии ее распределения по кристаллографическим направлениям используем подход, предложенный в работе [20].

На рисунке 1, б маркерами V1–V9 указаны индексы кристаллографических осей зон и узлов, между которыми определялся профиль интенсивности полос Кикучи [26]. Интенсивность профилей полос нормирована в заданном диапазоне  $[0, 1]$ , после чего анализировалось изменение формы полосы. Значения локальных деформаций  $\varepsilon_p$  (вычисленных на основе анализа профилей полос Кикучи) определяются с помощью следующего соотношения [20]:

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

где коэффициент  $k_d = 4,33 \cdot 10^{-3}$  [20],  $S_I$  — площадь профиля полосы в области с деформацией,  $S_{I0}$  — площадь под профилем полосы в области без деформации.

На рисунке 2 приведены значения деформаций  $\varepsilon_p$  в локальных областях кристалла, которые дают качественное представление об анизотропии в распределении деформации по разным кристаллографическим направлениям. В частности, наиболее деформированными являются плоскости  $(20\bar{1})$  и  $(00\bar{1})$  в тех локальных областях, которые расположены на границах зёрен или возле них.

#### 4. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ В ЛОКАЛЬНЫХ ОБЛАСТЯХ КРИСТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА КАРТИН КИКУЧИ ПО ДАННЫМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ФУРЬЕ-СПЕКТРА

Поскольку степень размытия картин Кикучи, полученных от различных областей кристалла, существенно отличается (рис. 3, б), то целесообразно провести последовательный анализ картин Кикучи с помощью двумерного Фурье-преобразования и энергетического Фурье-спектра. Обработка изображений выполняется в среде программирования MatLab [27, 28].

Спектр Фурье  $F$  изображения полос Кикучи  $f$  рассчитывается с помощью быстрого двумерного дискретного Фурье-преобразования (Discrete Fast Fourier Transform) [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 по высоте и по ширине,  $m = 1, 2, \dots, M$ ;  $n = 1, 2, \dots, N$ ;  $M, N$  — размеры изображения  $f$  в пикселах,  $j$  — мнимая единица.

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

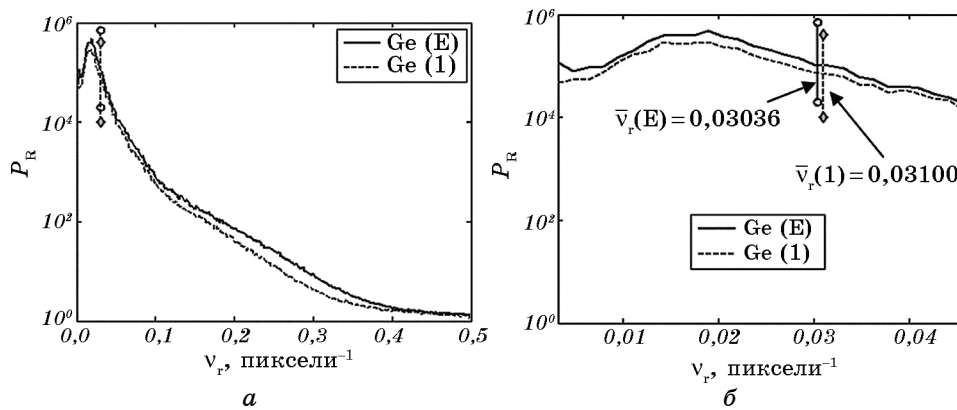
$$P_S = |F_C|^2. \quad (3)$$

Для дальнейшей обработки энергетические спектры  $P_S$  преобразованы в логарифмический масштаб:

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

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

Логарифмический масштаб позволяет эффективно обрабатывать составляющие спектра  $P_{SL}$  даже с незначительной амплитудой. Полученные энергетические спектры  $P_S$  существенно зависят от степени размытия полос Кикучи, а соответственно и от величины локальных деформаций  $\varepsilon$ . Для определения  $\varepsilon$  использованы частотные характеристики изображений, которые зависят только от па-



**Рис. 3.** Распределения  $P_R$  энергетического спектра  $P_S$  эталонной области E и области № 1: для всего диапазона  $v_r$  (a), для фрагмента  $v_r$  (б). Маркерами указаны значения  $\bar{v}_r$ .

**Fig. 3.** Radial distributions  $P_R$  of energy spectrum  $P_S$  for the areas No. 1 and E (etalon): for the whole frequency range  $v_r$  (a), for the fragment of frequencies  $v_r$  (б). Markers indicate the average spatial radial frequency  $\bar{v}_r$ .

раметров исследованных объектов [14, 23].

На основе энергетического спектра  $P_S$  путем линейной интерполяции рассчитывается его радиальное распределение  $P_R(d)$ , где  $d$  — целочисленные значения расстояния от элемента спектра  $(m, n)$  до его центра  $(M_C, N_C)$ , где  $d = 1, \dots, N_R$ ,  $N_R = \lfloor N_{\min}/2 \rfloor$ ,  $N_{\min} = \min(M, N)$  — 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  $v_r$ .

Полученные распределения  $P_R(v_r)$  (рис. 3, a) имеют характерную форму для каждой исследованной области и, также как и спектры  $P_S$ , содержат информацию о значении  $\varepsilon$  в исследованных локальных областях.

Как правило, на экспериментальных картинах Кикучи присутствует значительный уровень высокочастотного шума, который проявляется на распределениях  $P_R$  в виде фона, особенно при высоких пространственных частотах  $v_r > 0,2$  пиксель $^{-1}$ . Такая шумовая составляющая распределений  $P_R$  приводит к искажению значений средней пространственной радиальной частоты  $\bar{v}_r$ . Поэтому при определении уточненной средней частоты  $\bar{v}_r$  шумовая составляющая  $P_R$  удаляется. В качестве модели шума использован аддитивный белый гауссовский шум [27]. Уровень гауссовского шума описывается его средним квадратичным отклонением  $\sigma_{NE}$ . Частота  $\bar{v}_r$  изображения  $f$  вычисляется на основе распределения  $P_R(d)$  по фор-

муле:

$$\bar{v}_r = \sum_{d=d_{\min}}^{d=d_{\max}} P_R(d) v_r(d) / \sum_{d=d_{\min}}^{d=d_{\max}} P_R(d), \quad (5)$$

где  $d_{\min}$ ,  $d_{\max}$  — номера минимальной  $v_r^{\min}$  и максимальной  $v_r^{\max}$  пространственных радиальных частот соответственно.

Пространственной частоте  $\bar{v}_r$  соответствует средний радиальный пространственный период:

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

Радиальный период  $\bar{T}_r$  вычислен на основе распределения  $P_R$  для минимальной  $v_r^{\min} = 1/T_r^{\min}$  и максимальной  $v_r^{\max} = 1/T_r^{\max}$  радиальных частот, где  $T_r^{\min} = 5$  пикселей,  $T_r^{\max} = 50$  пикселей. Минимальное значение периода  $T_r^{\min}$  определяется как 1/4 средней полуширины полос для определенного направления. Пространственные периоды, меньшие  $T_r^{\min}$ , соответствуют шумовой составляющей, а периоды, большие  $T_r^{\max}$ , описывают преимущественно фон изображений.

Деформации кристаллов  $\Delta d/d$  (относительные изменения межплоскостных расстояний) определяются на основе радиальных распределений  $P_R$  их энергетических спектров для радиальных пространственных периодов и в диапазоне от  $T_r^{\min}$  до  $T_r^{\max}$  находятся двумя способами (рис. 4):

1) деформации  $\varepsilon_T$  вычисляются через изменения радиальных пространственных периодов  $\bar{T}_r$  (7):

$$\varepsilon_T = k_T \ln \left( \frac{\bar{T}_r}{\bar{T}_r^0} \right), \quad (7)$$

2) деформации  $\varepsilon_A$  вычисляются через изменения площади  $S_{PR}$  распределения  $P_R$  (8):

$$\varepsilon_A = k_S \ln \left( \frac{S_{PR}}{S_{PRM}} \right), \quad (8)$$

где коэффициент  $k_T = 4,33 \cdot 10^{-3}$  (подобно тому, как при определении деформаций  $\varepsilon_p$ ),  $k_S = 1,4 \cdot 10^{-3}$  (выбрано путем минимизации средней квадратичной разницы между  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_S$ ),  $\bar{T}_r$  — средний радиальный период для областей № 1–7,  $\bar{T}_r^0$  — средний радиальный период для области эталона,  $S_{PR}$  — площади распределения  $P_R$  для областей № 1–7,  $S_{PRM}$  — площадь распределения  $P_R$  области эталона.

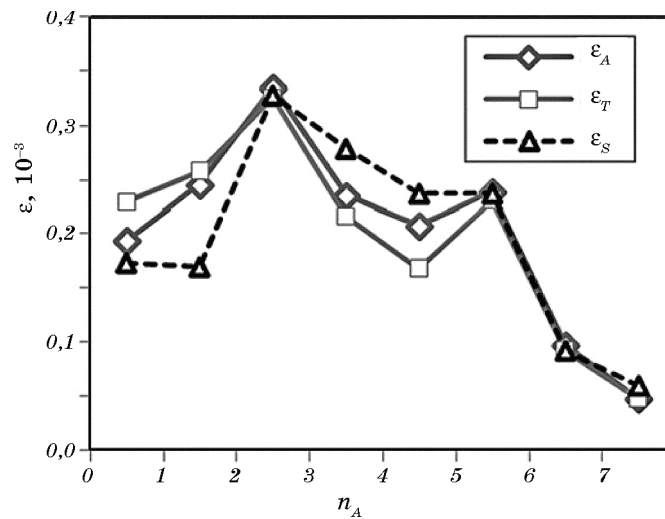
При совмещении картин Кикучи полученные значения контраста  $C_T$  характеризуются квадратичной зависимостью  $C_T$  от расстоя-



ния  $r$  между областями № 1–7 и областью эталона (рис. 1, а). После аппроксимации  $C_T(r)$  методом наименьших квадратов значения контраста отличаются от аппроксимированных на величину  $d_C$ . Такой дополнительный контраст  $d_C$ , который обусловлен, в частности, рельефностью поверхности образца, приводит к изменению площади под профилем полос Кикучи на  $S_P = 1 - d_C/2$ . Поэтому с учетом изменения контраста изображения, деформации кристаллов  $\varepsilon_T = \Delta d/d$  (на основе периода  $\bar{T}_r$ ) и  $\varepsilon_A = \Delta d/d$  (на основе площади  $S_{PR}$ ) (рис. 4) вычисляются по формулам:

$$\varepsilon_T = k_T \ln\left(\frac{\bar{T}_{r0}}{\bar{T}_r}\right) + k_T \ln\left(\frac{1}{S_P}\right), \quad (9)$$

$$\varepsilon_A = k_S \ln\left(\frac{S_{PR}}{S_{PRM}}\right) + k_T \ln\left(\frac{1}{S_P}\right). \quad (10)$$



**Рис. 4.** Распределения значений средних деформаций в локальных областях поликристаллического Ge, вычисленных различными методами:  $\varepsilon_A$  — деформации, вычисленные на основе площади радиального распределения  $P_R$ ,  $\varepsilon_T$  — деформации, вычисленные на основе среднего радиального периода  $\bar{T}_r$ ,  $\varepsilon_S$  — средние деформации, вычисленные на основе профилей полос Кикучи.

**Fig. 4.** Distributions of the average strain deformation in local regions of polycrystalline Ge, calculated by different methods:  $\varepsilon_A$  are deformations calculated on the basis of the radial distribution area  $P_R$ ,  $\varepsilon_T$  are deformations calculated on the basis of the average radial period  $\bar{T}_r$ ,  $\varepsilon_S$  are the average deformations calculated on the basis of Kikuchi profiles.

На рисунке 4 приведены значения средних деформаций в каждой области образца. Полученные деформации  $\varepsilon_T$  и  $\varepsilon_A$  согласуются со значениями деформаций  $\varepsilon_S$ , вычисленным на основе профилей полос.

Для согласования результатов вычисления деформаций кристаллов  $\varepsilon_S$  на основе профилей интенсивности полос Кикучи со значениями  $\varepsilon_T$  и  $\varepsilon_A$  добавляется постоянная составляющая  $\Delta\varepsilon = 0,5 \cdot 10^{-4}$ .

Наиболее напряженными оказались локальные области 1, 2 и 5, которые как правило, расположены на границах между субзёрнами или поблизости от них (рис. 1, а). Это может свидетельствовать о наличии остаточных источников деформаций вблизи малоугловых границ между субзёрнами. Наблюдается незначительное постепенное уменьшение величины деформаций при приближении к границе между блоками.

Незначительную разницу между значениями  $\varepsilon_T$ ,  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_S$  можно объяснить различными подходами в их определении. Значение деформации  $\varepsilon_S$  зависит от отдельных компонент тензора деформаций и связано с кристаллографической ориентацией полос. Согласованность между значениями  $\varepsilon_T$ ,  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_S$  свидетельствует о перспективности использования энергетического спектра Фурье для анализа картин Кикучи.

## 5. ВЫВОДЫ

1. Апробирован новый подход для оценки величины деформации в отдельных локальных областях (зёрнах) поликристаллического германия. 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 геометрии (формы профиля) полос Кикучи.

2. Степень размытия полос на картинах Кикучи связана с деформациями  $\varepsilon_T$  и  $\varepsilon_A$ , которые количественно описываются через изменения среднего радиального периода и площади радиального распределения для энергетического спектра изображения.

3. Наиболее напряженными в образце поликристаллического германия являются локальные области, которые, как правило, расположены на границе между субзёрнами или вблизи них. Это свидетельствует о наличии остаточных источников напряжения вблизи малоугловых межзёрненных границ.

4. Усредненные деформации  $\varepsilon_T$  и  $\varepsilon_A$ , вычисленные на основе анализа энергетического спектра картин Кикучи, хорошо согласуются со значениями деформаций  $\varepsilon_S$ , полученными на основе анализа профилей полос Кикучи. Согласованность между значениями  $\varepsilon_T$ ,  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_S$ ,

полученными в рамках различных подходов, свидетельствует о перспективности использования энергетического спектра Фурье при анализе деформаций по картинам Кикучи.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. M. Bosi and G. Attolini, *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, **56**, No. 3: 146 (2010).
2. H. Shang, H. Okorn-Schimdt, J. Ott, P. Kozlowski, S. Steen, E. C. Jones, H.-S. P. Wong, and W. Hanesch, *IEEE Electron Device Lett.*, **24**, No. 4: 242 (2003).
3. M. Miyao, E. Murakami, H. Etoh, K. Nakagawa, and A. Nishida, *J. Cryst. Growth*, **111**, Nos. 1–4: 912 (1991).
4. S. J. Koester, J. D. Schaub, G. Dehlinger, and J. O. Chu, *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, **12**, No. 6: 1489 (2006).
5. J. Olson, S. Kurtz, A. Kibbler, and A. Faine, *Appl. Phys. Lett.*, **56**, No. 7: 623 (1990).
6. R. R. King, D. C. Law, K. M. Edmondson, C. M. Fetzer, G. S. Kinsey, H. Yoon, R. A. Sherif, and N. H. Karam, *Appl. Phys. Lett.*, **90**, No. 18: 183516 (2007).
7. D. Shahrjerdi, B. Hekmatshoar, S. S. Mohajezadeh, A. Khakifirooz, and M. Robertson, *J. Electron. Mater.*, **33**, No. 4: 353 (2004).
8. N. Yoshida, Y. Hatano, and M. Isomura, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **95**, No. 1: 175 (2011).
9. W. Ludwig, S. Schmidt, E. M. Lauridsen, and H. F. Poulsen, *J. Appl. Crystallogr.*, **41**: 302 (2008).
10. A. J. Schwartz, M. Kumar, B. Adams, and D. Field, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science* (USA: Boston, MA: Springer: 2009).
11. I. M. Fodchuk, V. M. Tkach, V. G. Ralchenko, A. P. Bolshakov, E. E. Ashkinazi, I. I. Vlasov, Y. D. Garabazhiv, S. V. Balovsyak, S. V. Tkach, and O. M. Kutsay, *Diamond Relat. Mater.*, **19**, Nos. 5–6: 409 (2010).
12. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borchha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *phys. status solidi (a)*, **208**, No. 11: 2591 (2011).
13. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borchha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *Semiconductor Physics, Quantum Electronics and Optoelectronics*, **13**, No. 3: 262 (2010).
14. M. D. Borchha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, O. P. Kroitor, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 5: 284 (2013).
15. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron. Mater.*, **59**, No. 1: 155 (2010).
16. M. D. Borchha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 4: 220 (2013).
17. М. Д. Борча, С. В. Баловсяк, Я. Д. Гарабазжив, В. М. Ткач, И. М. Фодчук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 7: 911 (2009).
18. М. Д. Борча, А. В. Звягинцева, В. М. Ткач, К. А. Ющенко, С. В. Баловсяк, И. М. Фодчук, В. Ю. Хоменко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 10: 1359 (2013).
19. A. Stoll and A. J. Wilkinson, *Comput. Mater. Sci.*, **89**: 224 (2014).
20. Y. Sasaki, M. Igushi, and M. Hino, *Key Eng. Mater.*, **326–328**: 237 (2006).
21. D. L. Davidson, *J. Mater. Sci. Lett.*, **1**, No. 6: 236 (1982).

22. Y. Yoshitomi, K. Ohta, J. Harase, and Y. Suga, *Textures and Microstructures*, **22**, No. 4: 199 (1994).
23. М. Д. Борча, С. В. Баловсяк, И. М. Фодчук, В. Ю. Хоменко, В. М. Ткач, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 8: 1137 (2013).
24. A. Wilkinson and B. Britton, *Mater. Today*, **15**, No. 9: 366 (2012).
25. С. В. Баловсяк, И. М. Фодчук, *Комп'ютинг*, **12**, № 2: 160 (2013).
26. S. V. Balovsyak, O. V. Derevyanchuk, and I. M. Fodchuk, *Advances in Computer Science for Engineering and Education* (Eds. Z. Hu, S. Petoukhov, I. Dychka, and M. He) (Switzerland: Cham: Springer: 2018).
27. Р. Гонсалес, Р. Вудс, *Цифровая обработка изображений* (Москва: Техносфера: 2005).
28. Р. Гонсалес, Р. Вудс, С. Эддинс, *Цифровая обработка изображений в среде MatLab* (Москва: Техносфера: 2006).

## REFERENCES

1. M. Bosi and G. Attolini, *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, **56**, No. 3: 146 (2010).
2. H. Shang, H. Okorn-Schimdt, J. Ott, P. Kozlowski, S. Steen, E. C. Jones, H.-S. P. Wong, and W. Hanesch, *IEEE Electron Device Lett.*, **24**, No. 4: 242 (2003).
3. M. Miyao, E. Murakami, H. Etoh, K. Nakagawa, and A. Nishida, *J. Cryst. Growth*, **111**, Nos. 1–4: 912 (1991).
4. S. J. Koester, J. D. Schaub, G. Dehlinger, and J. O. Chu, *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, **12**, No. 6: 1489 (2006).
5. J. Olson, S. Kurtz, A. Kibbler, and A. Faine, *Appl. Phys. Lett.*, **56**, No. 7: 623 (1990).
6. R. R. King, D. C. Law, K. M. Edmondson, C. M. Fetzer, G. S. Kinsey, H. Yoon, R. A. Sherif, and N. H. Karam, *Appl. Phys. Lett.*, **90**, No. 18: 183516 (2007).
7. D. Shahrjerdi, B. Hekmatshoar, S. S. Mohajerzadeh, A. Khakifirooz, and M. Robertson, *J. Electron. Mater.*, **33**, No. 4: 353 (2004).
8. N. Yoshida, Y. Hatano, and M. Isomura, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **95**, No. 1: 175 (2011).
9. W. Ludwig, S. Schmidt, E. M. Lauridsen, and H. F. Poulsen, *J. Appl. Crystallogr.*, **41**: 302 (2008).
10. A. J. Schwartz, M. Kumar, B. Adams, and D. Field, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science* (USA: Boston, MA: Springer: 2009).
11. I. M. Fodchuk, V. M. Tkach, V. G. Ralchenko, A. P. Bolshakov, E. E. Ashkinazi, I. I. Vlasov, Y. D. Garabazhiv, S. V. Balovsyak, S. V. Tkach, and O. M. Kutsay, *Diamond Relat. Mater.*, **19**, Nos. 5–6: 409 (2010).
12. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borchha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *phys. status solidi (a)*, **208**, No. 11: 2591 (2011).
13. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borchha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *Semiconductor Physics, Quantum Electronics and Optoelectronics*, **13**, No. 3: 262 (2010).
14. М. Д. Борча, С. В. Баловсяк, И. М. Фодчук, В. Ю. Хоменко, О. П. Кроитор, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 5: 284 (2013).
15. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron.*

- Mater.*, **59**, No. 1: 155 (2010).
16. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 4: 220 (2013).
  17. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, Ya. D. Garabazhiv, V. M. Tkach, and I. M. Fodchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 7: 911 (2009) (in Russian).
  18. M. D. Borcha, A. V. Zvyagintseva, V. M. Tkach, K. A. Yushchenko, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, and V. Yu. Khomenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 10: 1359 (2013) (in Russian).
  19. A. Stoll and A. J. Wilkinson, *Comput. Mater. Sci.*, **89**: 224 (2014).
  20. Y. Sasaki, M. Igushi, and M. Hino, *Key Eng. Mater.*, **326–328**: 237 (2006).
  21. D. L. Davidson, *J. Mater. Sci. Lett.*, **1**, No. 6: 236 (1982).
  22. Y. Yoshitomi, K. Ohta, J. Harase, and Y. Suga, *Textures and Microstructures*, **22**, No. 4: 199 (1994).
  23. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, and V. M. Tkach, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 8: 1135 (2013) (in Russian).
  24. A. Wilkinson and B. Britton, *Mater. Today*, **15**, No. 9: 366 (2012).
  25. S. V. Balovsyak and I. M. Fodchuk, *Komp'yutynh*, **12**, No. 2: 160 (2013) (in Ukrainian).
  26. S. V. Balovsyak, O. V. Derevyanchuk, and I. M. Fodchuk, *Advances in Computer Science for Engineering and Education* (Eds. Z. Hu, S. Petoukhov, I. Dychka, and M. He) (Switzerland: Cham: Springer: 2018).
  27. R. Gonsales and R. Vuds, *Tsifrovaya Obrabotka Izobrazheniy* [Digital Processing of Images] (Moscow: Tekhnosfera: 2005) (in Russian).
  28. R. Gonsales, R. Vuds, and S. Eddins, *Tsifrovaya Obrabotka Izobrazheniy v Srede MatLab* [Digital Processing of Images in MatLab] (Moscow: Tekhnosfera: 2006) (in Russian).