

© 2014 р. **І.М. Фодчук, М.Д. Борча, В.Ю. Хоменко,
В.М. Ткач* , С.В. Баловсяк**

Чернівецький національний університет імені Юрія Федьковича, Чернівці
*Інститут надтвердих матеріалів ім. Бакуля НАН України, Київ

ОСОБЛИВОСТІ РОЗПОДІЛУ ДЕФОРМАЦІЙ В КРИСТАЛАХ, ВИЗНАЧЕНИХ МЕТОДОМ ДИФРАКЦІЇ ЗВОРотно-РОЗСІЯНИХ ЕЛЕКТРОНІВ

Запропоновано комплекс підходів для встановлення розподілу локальних деформацій поблизу тріщин у зварному шві NiCrFe сплаву, які виникають в областях термічного впливу та для кристалів штучних алмазів, синтезованих в різних ростових умовах. Для зварних швів нікелевого сплаву встановлено кореляцію між хімічним складом, вмістом домішок і деформаційним станом локальних ділянок поблизу тріщини; визначено характер розподілу локальних деформацій. Порівняно результати, що отримуються різними підходами. Для кристалів алмазу визначено ступінь планарної неоднорідності.

Ключові слова: алмази, алмазні плівки, зварні шви нікелевих сплавів, метод Кікучі.

Для установления распределения локальных деформаций вблизи трещин в сварном шве NiCrFe сплава, которые возникают в областях термического воздействия и для кристаллов искусственных алмазов, синтезированных в различных ростовых системах, предложен комплекс подходов. Для сварных швов никелевого сплава установлено корреляцию между химическим составом, содержанием примесей и деформационным состоянием локальных участков вблизи трещины; определен характер распределения локальных деформаций. Проведено сравнение результатов, полученных различными подходами. Для кристаллов алмаза определена степень планарной неоднородности.

Ключевые слова: алмазы, алмазные плёнки, сварные швы никелевых сплавов, метод Кікучі

For determination of local strain distribution in the area near the crack of NiCrFe alloy that appear in areas of heat influence and for diamond crystals synthesized in a different conditions the complex of approaches was proposed. For weld joints of NiCrFe alloy the correlation between chemical compositions, concentration of impurities and strain state of areas near the crack was established. It was also established the character of local strain distribution. The comparison between results obtained by different approaches was established. It was determined the degree of structure inhomogeneity for diamond crystals.

Keywords: diamond, diamond layers, weld joints of NiCrFe alloys, EBSD technique.

Метод дифракції зворотно-розсіяних електронів використовується для визначення кристалічної орієнтації [1], фазового складу [2], пружних деформацій [3] та дислокаційної структури кристалічних зразків [4-5]. Метод реалізується у скануючому електронному мікроскопі з CCD камерою у якості детектора, що забезпечує максимальну роздільну здатність. Картина Кікучі це сукупність смуг, які є слідами перетину дифракційних конусів зворотно-розсіяних поверхнею зразка електронів; кожна смуга несе інформацію про певну кристалографічну площину,

тобто кількісну інформацію про структуру досліджуваного зразка в малих об'ємах. Дифракційний об'єм електронів залежить від ширини пучка та в середньому рівний 40 нм, що забезпечує високу просторову роздільну здатність.

Зміна міжплощинних відстаней, викликана пружними деформаціями, призводить до зміни розподілу інтенсивності на картині Кікучі, що в свою чергу аналізується за допомогою різних підходів: зміщення осей зон; зміною розподілу інтенсивності Кікучі смуг; двомірним Фур'є-перетворенням кар-

тин Кікучі. Використання першого підходу ускладнене необхідністю визначення з високою точністю зміщень осей зон, тоді як аналіз за двомірним Фур'є-перетворенням забезпечує експресність та високу точність і дає інтегральні значення деформацій за всією ділянкою (аналіз розподілу інтенсивності профілів Кікучі смуг дає інформацію про зміну міжплощинних відстаней в залежності від кристалографічних напрямків).

Порівняння деформаційного стану локальних ділянок з еталонними дає можливість знаходити ступінь планарної неоднорідності, однак в більшості випадків еталонний зразок не може бути досліджений і тому необхідно шукати альтернативні методи аналізу локального деформаційного стану. Для усунення цієї проблеми при аналізі профілів інтенсивності Кікучі смуг нами було запропоновано використання методу гістограм.

Аналіз профілів інтенсивності Кікучі смуг базується на тому факті, що формують Кікучі смуги як пружно, так і не пружно розсіяні електрони, і тому для вичерпного пояснення деформаційного стану на базі профілів інтенсивності Кікучі смуг, повинна бути використана динамічна теорія розсіяння електронів [6,7], що дозволить розглянути ефекти непружного розсіяння різними недосконалостями кристалів [8]. Такий аналіз, разом з аналізом положення перетину Кікучі смуг (осей зон), дозволяє визначити причини змін постійних ґраток в заданих напрямках. Базуючись на вказаних підходах значно підвищено інформативність методів аналізу Кікучі смуг у встановленні взаємозв'язку між кристалічною структурою та напрямком переважного росту природних та штучних алмазів [9].

Водночас підходи, які базуються на Фур'є-перетвореннях є експресними і дозволяють встановлювати локальний деформаційний стан через доступ до коефіцієнтів Фур'є-спектру картини Кікучі локальної ділянки зразка, які виражають загальну ступінь розмиття картини Кікучі. Ступінь розмиття картини Кікучі є мірою деформованості локальної ділянки, оскільки будь-які локальні де-

формації спричиняють відхилення напрямку поширення пучка зворотно-розсіяних електронів від точного положення Бреґґа і змінюється розподіл інтенсивності на картини Кікучі. При дії значних локальних деформацій картина Кікучі буде сильно розмитою, що не дозволить застосовувати для її дослідження підходи, які базуються на профілях інтенсивності смуг та зміщеннях осей зон. Отже, 2-мірне Фур'є-перетворення картин Кікучі є ще й потужним інструментом дослідження сильно деформованих локальних областей. Також даний підхід дозволяє мінімізувати суб'єктивні чинники при цифровій обробці картин Кікучі та підвищити точність визначення деформацій через згортку.

Одночасне застосування комплексу підходів дозволяє досліджувати різноманітні класи матеріалів.

Характеристика досліджуваних матеріалів

Досліджено зварні шви сплаву NiCrFe та кристали штучного алмазу, отримані в різних ростових системах. Не зважаючи на різноманітність матеріалів, комплекс підходів, заснований на методі дифракції зворотно-розсіяних електронів, дозволив з високою точністю встановити їх локальний деформаційний стан та пов'язати отримані значення деформацій з особливостями синтезу та умовами отримання матеріалів. Опис систем синтезу наведено в [21].

Зварювальні матеріали на основі нікелю широко використовуються в агресивних середовищах, зокрема в ядерній зварювальній промисловості, оскільки їх властива висока стійкість до корозії в агресивних середовищах при високих температурах [12]. Введення хрому в нікелеві сплави (більше 15%) використовують для забезпечення стійкості до процесів окислення та утворення карбідів при температурах вище 760°C. Окрім того, збільшення вмісту хрому до 30% попереджує виникнення тріщин внаслідок корозійного розтріскування, наприклад, під напругою в водному теплоносії першого контуру ядерного реактора. Високу міцність нікелевому сплаву забезпечує додавання

заліза [12]. Однак сплави типу Ni-Cr-Fe виявилися сприйнятливими до утворення тріщин провалу пластичності [13]. Встановлення причин і механізмів виникнення таких пластичних деформацій викликають дискусії в на час [14].

Особливу цікавість представляли ділянки зразка зварного з'єднання нікелевого сплаву в околиці тріщин, які виникли в зоні термічного впливу в місцях, які відповідають температурному інтервалу провалу пластичності [15]. Тому встановлення розподілу хімічних елементів, в тому числі вуглецю й кисню (які і більшості випадків призводять до утворення тріщин) і розподілу локальних деформацій в локальних ділянках на схильність до утворення тріщин в зоні термічного впливу зварного з'єднання має особливе значення.

Експериментальні результати

На рис. 1 наведено фрагменти катодолюмінесцентних зображень поверхонь для алмазів, позначених як *CA* і *CA_Bor*. Картини Кікучі, отримували за допомогою скануючого растрового електронного мікроскопа фірми "Zeiss" EVO-50 з використанням CCD-детектора. Ширина пучка електронів ~40нм, кут падіння на поверхню 70° (традиційна схема на відбивання).

Дослідження зварного шву нікелевого сплаву мало на меті не лише встановлення локального розподілу деформацій поблизу тріщини, але й знаходження причини її появи та встановлення кореляції між хімічним

складом та ймовірністю тріщиноутворення. Окрім цього аналізувалася орієнтація зерен та стан локальних напруг, що складає потужний комплекс методів дослідження полікристалічних матеріалів. Використовуючи скануючий електронний мікроскоп "Zeiss" EVO-50 проведено мікроаналіз елементного складу, отримано катодолюмінесцентні топограми (рис. 2), карти розорієнтацій зерен (рис. 3) та локалізації напруг (рис. 4). З локальних ділянок досліджуваного зразка отримано картини Кікучі. Для картин Кікучі здійснено попередню комп'ютерну обробку згортокою в 2D перетворенні Фур'є.

Отримані топографічні карти і картини дифракції демонструють структурну неоднорідність і кристалічну недосконалість зразків. Порівняння катодолюмінесцентних топограм і карт орієнтацій кристалітів (рис. 3) показує, що тріщини сформувалися вздовж границь розділу між кристалітами. У зразку 73Б тріщина утворюється між зернами однієї природи з майже однаковою переважною орієнтацією.

В зразку 73А навпаки, тріщина утворюється між зернами з різною кристалографічною орієнтацією.

В першому випадку картини Кікучі знято в локальних областях зразка, тобто по суті в границях одного зерна (кристалографічна орієнтація якого близька до [100]), і тому тут очікуються менші по величині деформації.

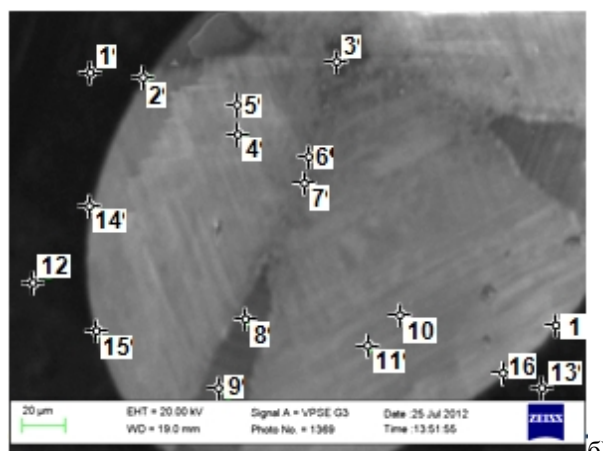
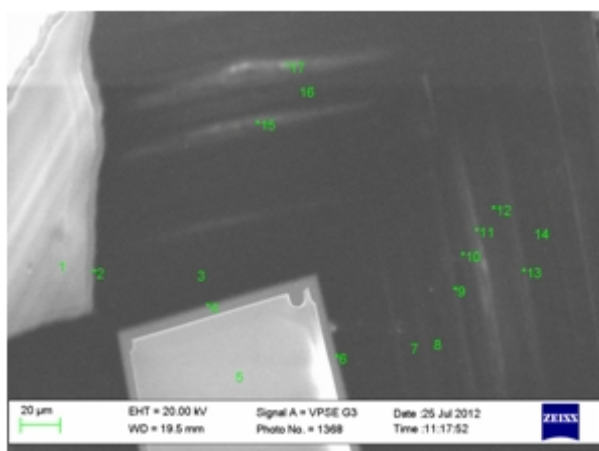


Рис. 1. Фрагменти (280×180 мкм²) катодолюмінесцентних зображень поверхонь алмазів: кристал *CA* (а); кристал *CA_Bor* (б). Маркерами показано області №1-№17, з яких знімалися картини Кікучі.

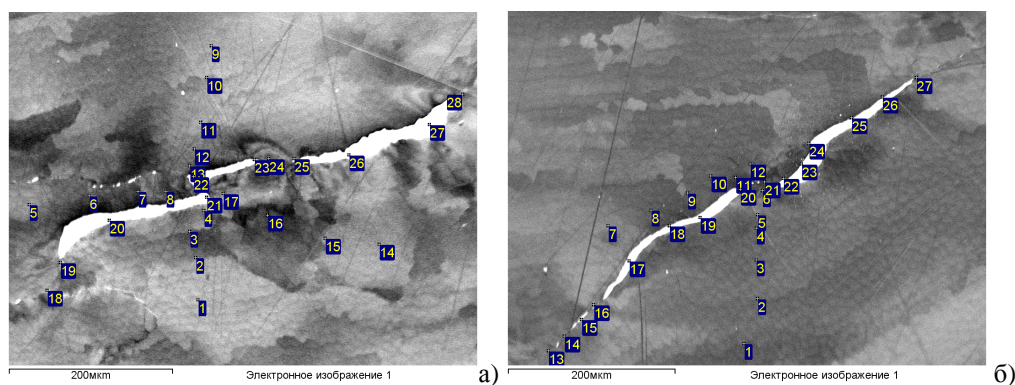


Рис. 2. Фрагменти ($580 \times 440 \mu\text{m}^2$) катодолумінесцентних зображень поверхні зразка зварного шва нікелевого сплаву поблизу ділянки термічного впливу: зразок 73А (а); зразок 73Б (б). Маркерами вказано ділянки №1-№28, з яких отримано картини Кікучі.

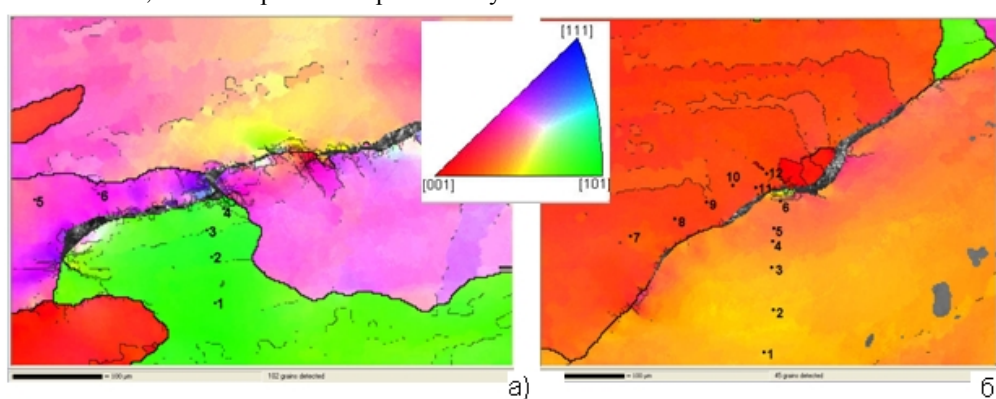


Рис. 3. Карта орієнтації кристалів (з зворотною полюсною фігурою). Колір відповідає орієнтаціям, зашифрованим в зворотній полюсній фігурі: зразок 73А (а); зразок 73Б (б).

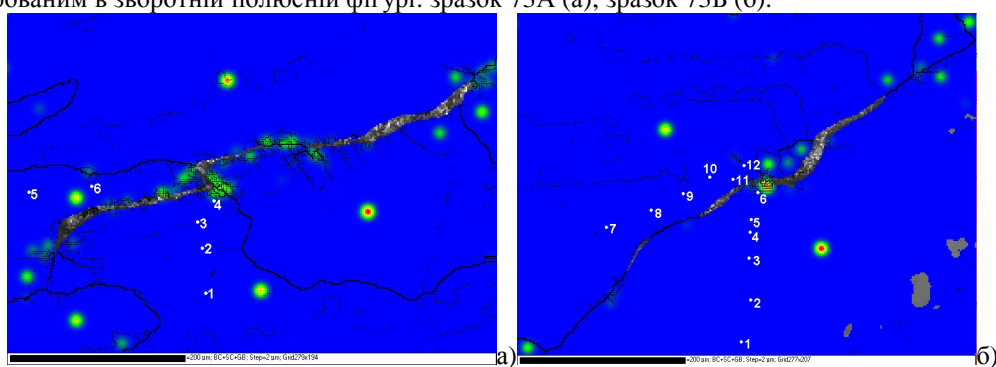


Рис. 4. Центри локалізації напруг: зразок 73А (а); зразок 73Б (б).

Оцінка схильності до утворення тріщин у зварних швах NiCrFe сплаву

Оцінка схильності до утворення тріщин виконувалася за використання методики *PVR-test*, яка відноситься до групи випробувань з накладанням зовнішнього навантаження і є одним з трьох методів випробувань, описаних у стандарті *ISO / TR 17641-3:2004* [16].

При випробуванні *PVR-test* плоский зра-

зок розтягується в поздовжньому напрямку у випробувальному обладнанні, що забезпечує лінійне збільшення швидкості навантаження. Кероване навантаження прикладається під час утворення зварного шва. Швидкість розтягування, що викликає гаряче розтріскування, характеризується як критична швидкість розтягування і використовується в якості міри опірності утворенню гарячих тріщин.

Виготовлення зразків для випробування проводилося у відповідності до схеми, зображеної на рис. 5. В основному металі з нікелевого сплаву типу *Inconel 690* була вистругана канавка, в яку потім виконували багатошарову наплавку дротом *Inconel FM 52* (*FM* - filler metal).

Після виконання наплавлення зразок піддавався шліфуванню до чистового розміру пластини 200×40×3 мм³. Після цього, пластину використовували для випробувань на установці *PVR-test* с накладанням контрольного шва із змінною швидкістю деформування в межах 0÷12 мм/хв. Більш детально методика проведення випробування викладена в [17]. Загальний вид зразка після випробування наведено на рис. 6.

Аналіз чутливості до утворення тріщин провалу пластичності (*DDC ductility dip cracks*) проводили шляхом підрахунку кількості тріщин (на мікроскопі з 50-кратним збільшенням), які утворилися на деякій відстані від лінії сплавляння в сторону металу ЗТВ.

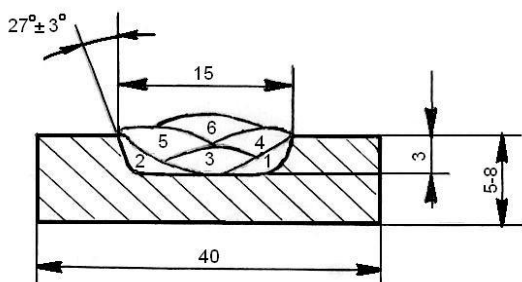


Рис. 5. Схема порядку заповнення канавки валиками наплавки зразків для випробування за методикою *PVR-test*.

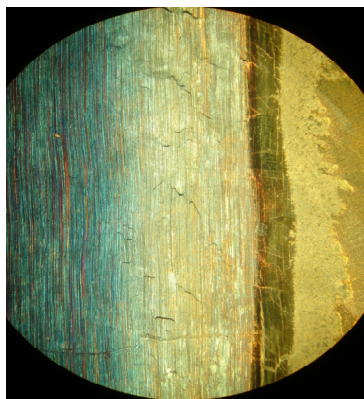


Рис. 6. Вигляд поверхні швів *In52* після випробувань за методикою *PVR-test* та швидкості деформації 6 мм/хв.

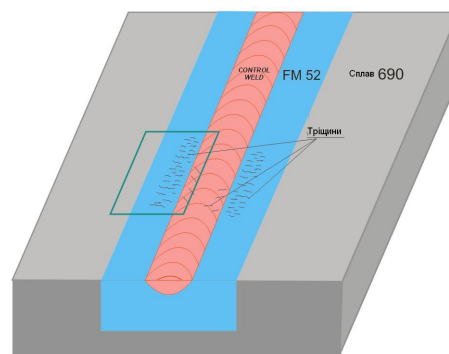


Рис. 7. Схема будови поверхні зламу зразка зі сплаву *In690* з попередньою багатошаровою *TIG* наплавкою дротом *In52* і наступним випробуванням на установці *PVR-Test*.

Зразки для досліджень вирізалися зі зварних з'єднань в місцях з тріщинами провалу пластичності, згідно зі схемою на рис. 7.

Аналіз результатів. Штучні алмази

Деформаційний стан локальних ділянок кристалів алмазу досліджено двома підходами – підхід з використанням двомірного дискретного Фур'є-перетворення та по профілях інтегральної інтенсивності Кікучі смуг. Профілі інтенсивності знімалися з використанням власного програмного забезпечення. Характерні профілі наведено на рис. 8. Профілі інтенсивності для різних кристалографічних площин відрізняються локалізацією піків та площею під графіком розподілу інтенсивності по профілю Кікучі смуги.

Для профілів інтенсивності однієї кристалографічної площини спостерігаються суттєві зміни площі під графіком, однак піки локалізовані практично в одній координаті (x). Локальна деформація оцінюється по співвідношенню з роботи [18]:

$$\varepsilon_{hkl} = \beta \cdot \ln(S_0 / S)$$

де S_0 – площа під кривою розподілу інтенсивності по профілю лінії Кікучі в області без деформації, S – у деформованій області.

Проблема відсутності еталонного зразка була вирішена через підхід, запропонований на використанні методу гістограм. Для вибору оптимальної кількості інтервалів використовують правило Стюрджеса [19]:

$$n = \log_2 N + 1,$$

де N – загальна кількість отриманих значень площ w .

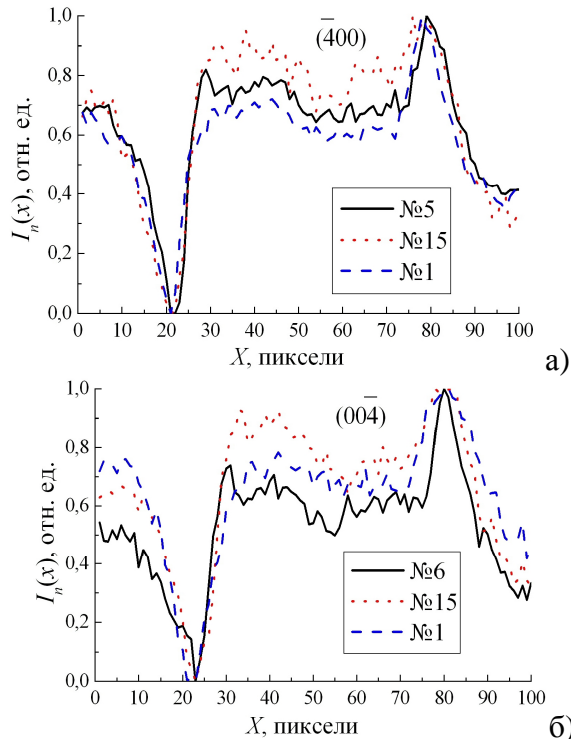


Рис. 8. Профілі $I_n(x)$ розподілу інтенсивності ліній Кікучі для площини $(\bar{4}00)$ (між вузлами V1–V4): кристал CA (а); кристал CA_Bor (б). №1, №5, №15 – номери областей кристалу.

З рис. 9 отримується якісне уявлення про анізотропію розподілів деформацій в різних кристалографічних напрямках. При аналізі всіх гістограм робиться висновок, що найбільш деформованими є площини (110) , найменш – $(\bar{4}00)$. Водночас нарощування плівки, легованої бором (зразок CA_Bor), призводить до збільшення деформацій у всіх напрямках. Щодо дифракції від площин $(\bar{4}00)$, то характер розподілу густини ймовірності практично однаковий для обох зразків. За допомогою методу гістограм відбувається порівняння між собою значень локальних деформацій в окремих ділянках кристалу, що дає уявлення про однорідності досліджуваного зразка як цілого. Максимальні значення $|\Delta d/d|_{max}$ для різних площин (hkl) і зразків наведено в таблиці 1.

Отже, запропонований метод гістограм, а також спеціалізоване програмне забезпечення для аналізу розподілу площ під перетинами інтенсивності ліній на картинах Кікучі, дозволяє проводити порівняльний ло-

кальний аналіз планарного розподілу деформацій у синтезованих зразках алмазу, отриманих за різних технологічних умов.

У підході двомірного дискретного Фур'є-перетворення можлива цифрова обробка картини, оскільки відмінності між картинами Кікучі різних областей кристалу (зсуви чи ротації одних частин картини відносно інших, зміна масштабу, ступінь розмиття та шумова складова) спричиняються, яка спричиняється інструментальними похибками.

Для усунення високочастотного шуму початкових зображень здійснювалася згортка зображень по Гаусу з середньоквадратичним відхиленням в $\sigma = 3$ пікселя.

Для нормування зображення використано однаковий (максимальний) контраст.

Фур'є спектри картин Кікучі отримано методом прямого дискретного Фур'є-перетворення зображень в програмному середовищі MatLab [20].

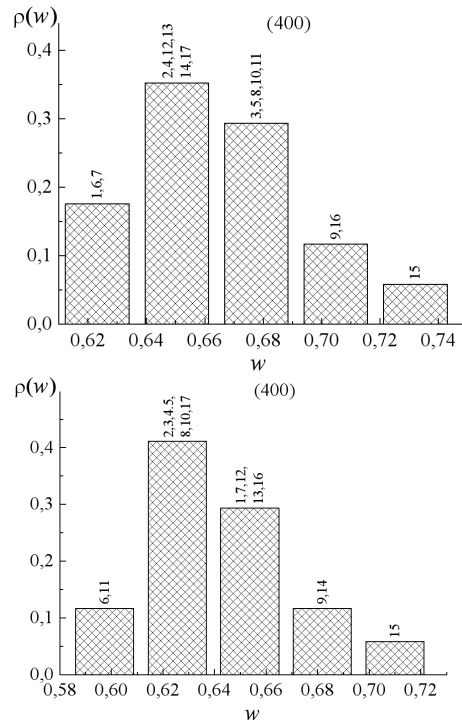


Рис. 9. Гістограми густини ρ розподілу областей зразка за площею w профілів смуг Кікучі для площини дифракції (400) : алмаз, вирощений у системі Ni-Mg-C без плівкою, легованою бором (а); з плівкою, легованою бором (б). На вершині кожного біна вказані номери областей, для яких величина w відповідає даному біну.

Таблиця 1. Максимальні значення $|\Delta d/d|_{max}$, визначені між вказаними областями зразків.

Зразок	Площина відбивання		
	($\bar{4}00$)	($\bar{1}11$)	(022)
СА (Fe-Al-C)	$8,55 \cdot 10^{-4}$	$12,24 \cdot 10^{-4}$	$9,13 \cdot 10^{-4}$
	між 7 та 15	між 1 та 7	між 5 та 4
СА Бор (Ni-Mn-C+ півка системи Mg-C+boron)	$9,16 \cdot 10^{-4}$	$16,19 \cdot 10^{-4}$	$18,95 \cdot 10^{-4}$
	між 6 та 15	між 6 та 10	між 7 та 13

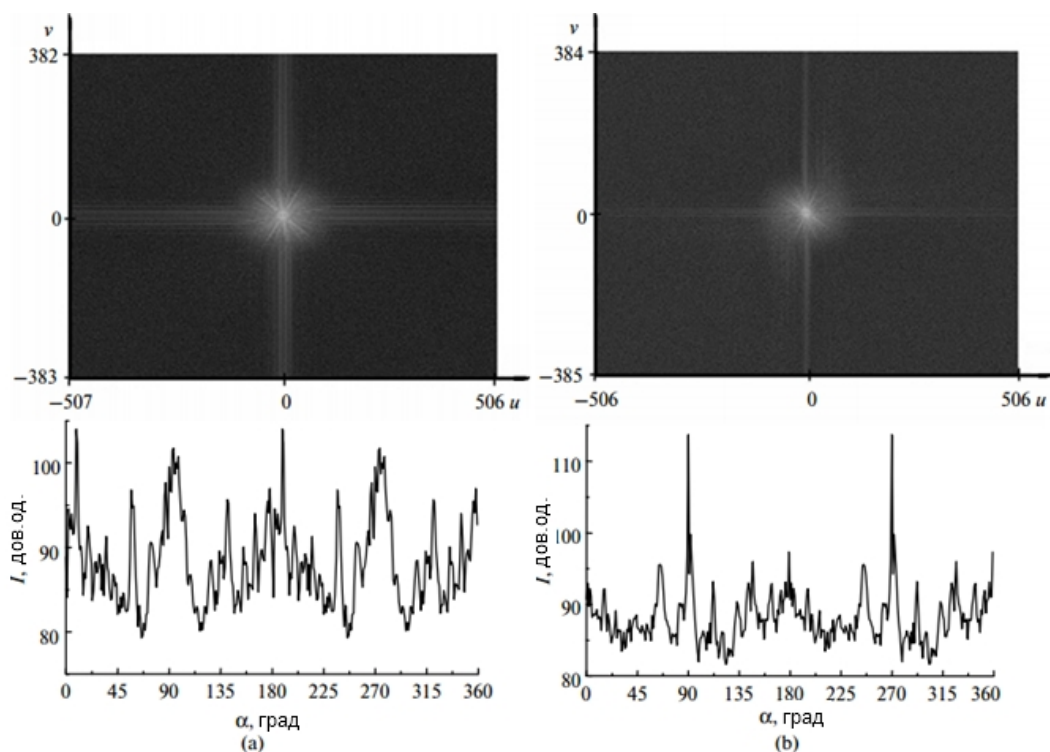


Рис. 11. Фур'є спектр $F_R(u, v)$ картини Кікучі в логарифмічному масштабі (верхні) та кутовий розподіл (індикатриса) $I(\alpha)$ інтенсивності $F_R(u, v)$ Фур'є спектру (нижні). СА алмаз, область 1 (а); СА_Bor алмаз, область 1 (б).

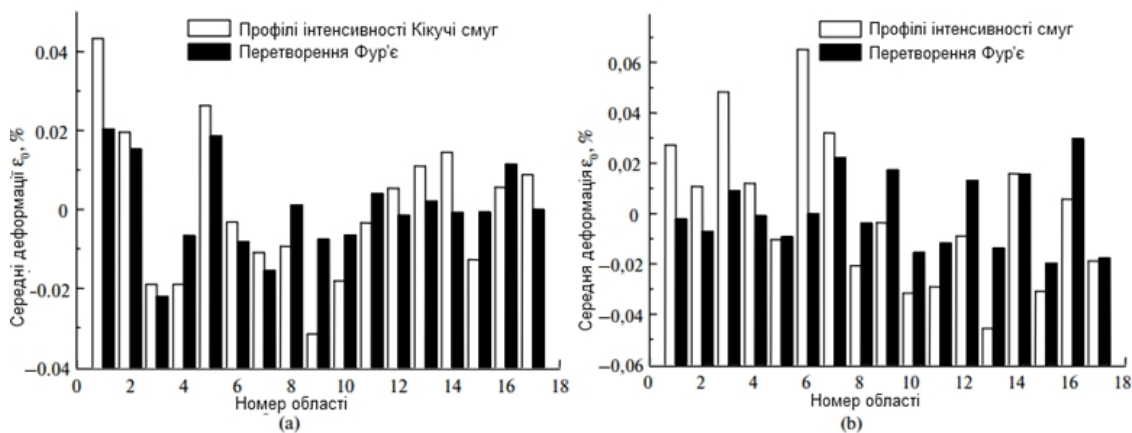


Рис. 12. Порівняння значень відносних деформацій для різних областей досліджуваних кристалів, отриманими підходами двовимірного дискретного Фур'є перетворення та з інтегральної інтенсивності Кікучі смуг для зразків 73А (а) та 73Б (б).

Результати, отримані методом дискретного двомірного Фур'є-перетворення порівнювалися з тими, що отримувалися з інтегральної інтенсивності Кікучі смуг. Між ними спостерігається задовільна кореляція (рис. 12). Деформації максимальні для світлих областей №1, №5 (вирощені кристали алмазу) в свою чергу для підкладки деформації менші; для зразка *CA_Vor* деформації максимальні для центру вирощеного кристалу (області №3, №6). Різницю між значеннями e_{hkl} , отриманими з Фур'є спектру та профілю Кікучі смуги, можна пояснити тим, що у випадку аналізу профілю інтенсивності значення e_{hkl} визначаються окремо для кожного напрямку $[hkl]$, тоді як двомірне дискретне Фур'є-перетворення дає усереднене значення ε для всіх напрямків. Водночас зберігається основна закономірність зміни деформацій в локальних ділянках зразка, що свідчить про коректність запропонованої методики з використанням Фур'є спектру картини Кікучі.

Перевагою підходу є мінімізація суб'єктивних факторів в процесі обробки картин Кікучі, оскільки отримання Фур'є спектрів (двомірного і радіального) та їх аналіз проводяться автоматично, без необхідності вибору координат в ручному режимі для перетинів Кікучі смуг або ж обробки профілів перетинів смуг Кікучі, або їх профілів.

Аналіз результатів. Зварні шви нікелевого сплаву

Оскільки дослідження областей біля тріщин ускладнено присутністю сильних деформацій, які призводять до сильного розмиття картин Кікучі, єдиним доступним підходом, який дав можливість визначити деформації в локальних областях біля зони термічного впливу був підхід з використанням двомірного дискретного Фур'є-перетворення.

Простого функціонального зв'язку між деформаціями і відстанню до тріщини не спостерігається. Хоча для зразка 73А її залежність близька до експоненційної. Це можна пояснити тим, що вибрані ділянки належать великим зернам з певною кристалографічною орієнтацією, які в залежності від орієнтації мають різні характеристики пружності і твердості при температурах провалу пластичності. Для зразка 73Б розподіл деформацій носить хаотичний характер, що вказує на вплив особливостей структури та невелику розорієнтацію зерен, які сприяють накопиченню домішок, особливо вуглецю й кисню, які сприяють утворенню преципітатів. Певний внесок також може вносити ступінь аустенітності сплаву. Найбільші значення деформацій відповідають ділянкам, через які проходять малокутові границі, тобто ділянки 3, 4, 6 для зразка 73А і ділянки 2, 5, 9, 12 для зразка 73Б.

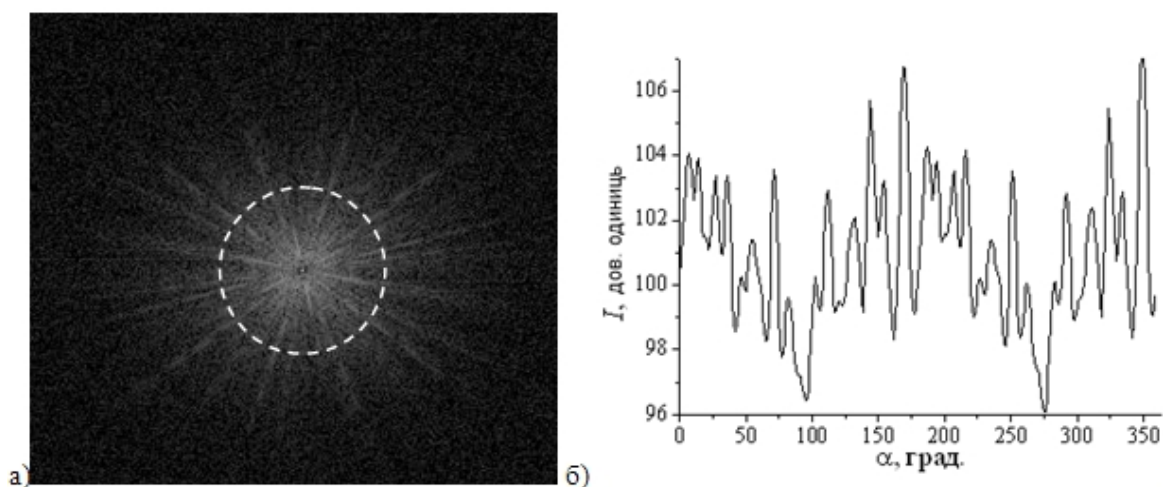
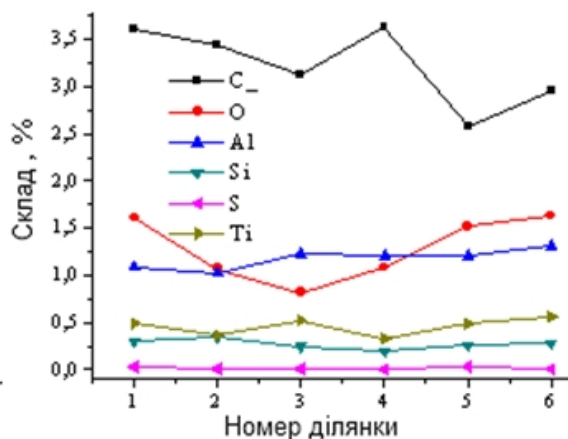
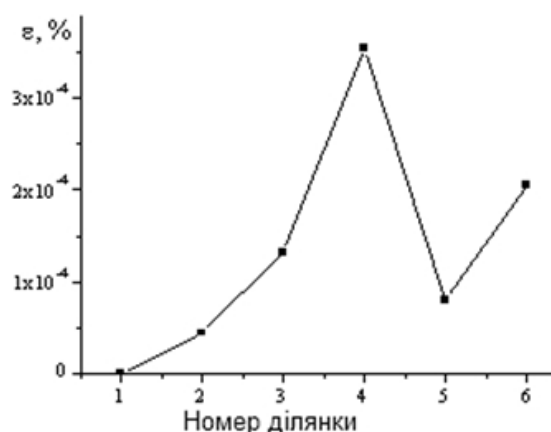


Рис. 13. Приклад Фур'є перетворення картини Кікучі від області 1 кристалу 73А (а); кутовий розподіл (індекатриса) $I(\alpha)$ інтенсивності Фур'є спектру $F_R(u, v)$ по виділеній колівній просторовій частоті (б).

Зразок 73А



Зразок 73Б

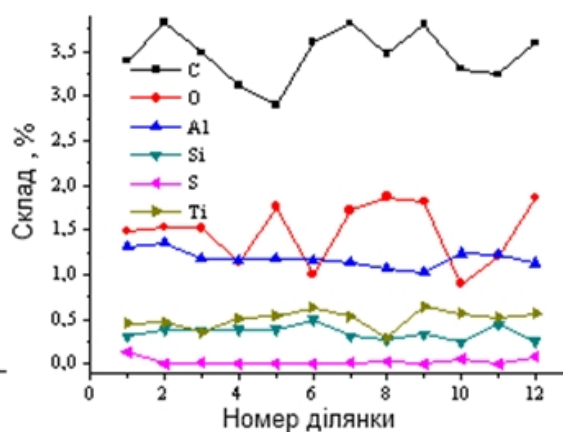
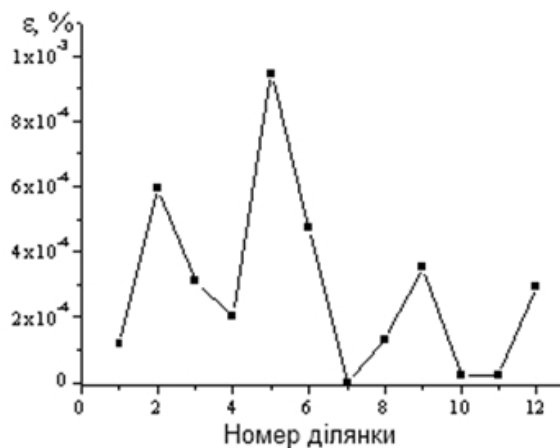


Рис. 14 Кореляція між деформаціями ϵ та елементним складом кожного зразка.

Висновки

1. На основі методу Кікучі показано, що комплекс запропонованих підходів (аналіз профілю інтенсивності Кікучі смуг; використання Фур'є-перетворення картин Кікучі) дозволяє вивчати найрізноманітніші матеріали, які відрізняються як за складом, так і за призначенням. Так, було досліджено кристали штучного алмазу та зварні з'єднання нікелевого сплаву. Перший з підходів запропонованого комплексу дозволяє визначати значення зміни міжплощинних відстаней для кожного кристалографічного напрямку, тоді як Фур'є перетворення Кікучі смуг є експресним підходом, що дозволяє знаходити інтегральні значення локальних деформацій по картині.

2. На основі зміни форми профілів розпо-

ділу інтенсивності Кікучі-смуг, визначено ступінь планарної структурної однорідності в двох зразках алмазу, один з яких отримано методом температурного градієнта в системі Fe-Al-C, а другий у системі Mg-C+бор методом нарощування на монокристал алмазу синтезованого в системі Ni-Mn-C. Проблему порівняльної картини вирішено застосуванням методу гістограм. Окрім цього, для встановлення узгодження методик використано підхід двомірного дискретного Фур'є-перетворення картин Кікучі. Використовуючи комплекс підходів встановлено просторовий розподіл деформацій у двох кристалах алмазу. Показано кореляцію між отриманими значеннями деформацій ϵ та положенням локальної області кристалу.

3. Використання двомірного Фур'є-пере-

творення, X-хвильового мікроаналізу та додаткової інформації про розподіл полів напруг та розорієнтації кристалітів з методу Кікучі, які реалізуються в скануючому растровому електронному мікроскопі "Zeiss" EVO-50 з використанням CCD детектора та методів цифрової обробки зображень дозволило визначити деформаційний стан локальних ділянок зварного шву NiCrFe сплавів поблизу двох тріщин, які виникли в зоні термічного впливу. Встановлено взаємозв'язок між відносними деформаціями та хімічним складом.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Adams B.L., Wright S.I., Kunze K. Orientation imaging – the emergence of a new microscopy // Metallurgical transactions A: Physical metallurgy and materials science. – 1993. – **24** (4). – P. 819–831.
2. Dingley D. Progressive steps in the development of electron backscatter diffraction and orientation imaging microscopy // Journal of microscopy (Oxford). – 2004. – **213**. – P. 214–224.
3. Wilkinson A.J., Meaden G., Dingley D.J., High resolution mapping of strains and rotations using electron backscatter diffraction // Materials science and technology. – 2006. – **22** (11). – P. 1271–1278.
4. Wilkinson A.J., Clarke E.E., Britton T.B., Littlewood P., Karamched P.S. High-resolution electron backscatter diffraction: an emerging tool for studying local deformation // Journal of strain analysis for engineering design. – 2010. – **45** (5). – P. 365–376.
5. Britton T.B., Liang H., Dunne F.P.E., Wilkinson A.J. The effect of crystal orientation on the indentation response of commercially pure titanium: experiments and simulations // Proceedings of the royal society A: Mathematical physical and engineering sciences. – 2010. – **466** (2115). – P. 695–719.
6. Wilkinson A., Britton B. Strains, planes, and EBSD in materials science - Review article // Materials today. – 2012. – **15** (9). – P. 366–376.
7. Olsen A. Lattice parameter determination using Kikuchi-Line Intersections: Application to olivin and feldspar. – Oslo: Institute of physics, University of Oslo, 1975. – P.9–13.
8. Fodchuk I., Balovsyak S., Borcha M., Garabazhiv Ya., Tkach V. Determination of Structural Homogeneity of Synthetic Diamonds With Analysis of Intensity Distribution of Kikuchi Lines // Semiconductor physics, quantum electronics and optoelectronics. – 2010. – **13**, (1). – P.262–267.
9. Joy D.C., Newbury D.E., Davidson D.L. Electron channeling patterns in the scanning electron microscope. // Journal of Applied Physics. – 1982. – **53**. – P. 81–122.
10. Shulzhenko A., Ignatieva I.Yu., Belivina N.N., Belousov N.S. Diagram of Mg–C system under 7.7GPa high pressure // J. Superhard Mater. – 1988. – **4**. – P. 17–21.
11. Thonke K. The boron acceptor in diamond // Semiconductor Science and Technology. – 2003. – **18**. – P. s20–s26.
12. DuPont J.N., Lippold J.C., Kiser S.D., Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys. 2009. Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 442 p.
13. Юценко К.А., Савченко В.С., Червяков Н.О., Звягинцева А.В. К возможному механизму образования трещин в стабильно аустенитных швах вследствие сегрегации кислорода // Автоматическая сварка. – 2010. – **685** (5). – P. 10-15.
14. Lippold J.C. Ductility-dip cracking susceptibility of Ni-based weld metals, Part 1 // Welding Journal. – 2008. – **87** (10). – P.257-264.
15. Юценко К.А., Савченко В.С., Червяков Н.О., Звягинцева А.В., Завидонов В.Ю. О падении пластичности в сварных соединениях высоколегированных сплавов при повышенных температурах // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2012. – **36**. – P.36-43
16. ISO/TR 17641-3:2004 - Destructive tests on welds in metallic materials - Hot cracking tests for weldments - Arc welding processes - Part 3: Externally loaded test;
17. Yushchenko K., Savchenko V., Chervyakov N., Zvyagintseva A., Guyot E. Comparative hot cracking evaluation of welded joints of alloy 690 using Filler Metals IncoTel[®] 52 and 52 MSS // Welding in the world. – 2011. – Vol. 55, № 9-10. – P. 28-35.
18. Sasaki Y., Igushi M., Hino M. Measuring strains for hematite phase in sinter ore by electron backscattering diffraction method. // Key Engineering materials. – 2006. – **326-328**. – P.237–240.
19. Scott D.W. Sturges' rule // Wiley Interdisciplinary Reviews: Computational Statistics. – 2009. – **1**, Issue 3. – P. 303–306.
20. Гонсалес Р., Вудс Р. Цифровая обработка изображений. – М.: Техносфера, 2005. – 1072 с.
21. Хоменко В.Ю., Борча М.Д., Фодчук І.М. Тензометрія кристалів штучного алмазу методом дифракції зворотно-розсіяних електронів // Науковий вісник Чернівецького університету. 2014. Том 3, випуск 2. Фізика.Електроніка. – 2015. – **3** (2). – С. 5-10.