

PACSnumbers: 06.06.Vz, 61.05.J-, 61.72.Ff, 61.72.Hh, 62.20.mt, 68.35.Gy, 81.20.Vj, 81.40.Np

Распределение локальных деформаций в окрестности трещин в сварном шве Ni–Cr–Fe по данным дифракции обратно рассеянных электронов

И. М. Фодчук, М. Д. Борча, В. Ю. Хоменко, В. М. Ткач*,
О. О. Стаценко*, К. А. Ющенко**, А. В. Звягинцева**, Н. О. Червяков**

*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*

***Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича, 11,
03150 Киев, Украина*

Исследовано деформационное состояние локальных областей в окрестности трещин в сварном шве никелевого сплава. Предложена методика определения компонент тензора локальных деформаций в отдельных зёрнах поликристаллических образцов. Диагональные компоненты тензора определялись по изменениям распределений интенсивности отдельных полос, другие компоненты — из смещения осей зон относительно их положений на эталонной картине Кикучи. Построены характеристические поверхности тензоров деформаций, а также проанализированы особенно

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

*Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University,
2 Kotsiubynsky 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*

***E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: I. M. Fodchuk, M. D. Borcha, V. Yu. Khomenko, V. M. Tkach, O. O. Statsenko, K. A. Yushchenko, A. V. Zviagintseva, and N. O. Chervyakov, Distribution of Local Strains in a Neighbourhood of Cracks in a Welded Seam of Ni–Cr–Fe According to Diffraction Data of Back Scattered Electrons, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 38, No. 10: 1321–1333 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.10.1321.

сти их планарного распределения в окрестностях трещин сварных швов.

Ключевые слова: сплавы типа Ni–Cr–Fe, сварные швы, тензометрия, метод Кикучи.

Досліджено деформаційний стан локальних областей поблизу тріщин у звареному шві нікелевого стопу. Запропоновано методику визначення компонент тензора локальних деформацій в окремих зернах полікристалічних зразків. Діагональні компоненти тензора визначалися за змінами розподілів інтенсивності окремих смуг, інші компоненти — зі зміщення осей зон щодо їхніх положень на еталонній картині Кікучі. Побудовано характеристичні поверхні тензорів деформацій, а також проаналізовано особливості їх плянарного розподілу поблизу тріщин зварних швів.

Ключові слова: стопи типу Ni–Cr–Fe, зварні шви, тензометрія, метода Кікучі.

The strain state of local regions in a neighbourhood of the cracks in a welded seam is studied for nickel alloy. Technique of local-strain tensor components' determination in certain grains of polycrystalline samples is presented. Diagonal tensor components are determined using changes of intensity distribution for each diffraction band. Other components are specified from zone-axes' displacements relative to their positions in the etalon Kikuchi pattern. Characteristic surfaces of strain tensors are constructed, and peculiarities of their planar distribution near cracks in the welded seams are examined.

Key words: Ni–Cr–Fe alloy, welded seam, tensometry, Kikuchi method.

(Получено 9 августа 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Сплавы типа Ni–Cr–Fe имеют широкую сферу применения, в частности, в ядерной энергетике, поскольку им свойственна высокая стойкость к окислению в агрессивных средах при высоких температурах (до 760°C) [1, 2]. Основой большинства суперсплавов жаропрочных материалов является никель. Устойчивость никелевых сплавов при высоких температурах к процессам окисления и образования карбидов обеспечивает 15% содержание Cr [1], а к коррозионному растрескиванию — до 30% Cr [2]. При этом высокую прочность обеспечивает добавление железа до 9% [1–3]. Однако в таких сплавах при термомеханическом цикле сварки в области сварного шва возможно образование микротрещин падения (провала) пластичности (Ductility dip Cracking—DDC) [2, 3]. Поэтому важной задачей и на сегодня является установление причин и механизмов возникновения таких дефектов, а также роли в этом сопутствующих примесей [3, 4].

Метод дифракции обратно рассеянных электронов (метод Кикучи) является эффективным методом определения локального де-

формационного состояния монокристаллических материалов, поликристаллических плёнок и многослойных структур [5–15]. Метод обладает высоким пространственным разрешением и локальностью благодаря использованию новейших ССD-детекторов [5].

В последнее время для анализа картин Кикучи разработано ряд подходов, которые дают информацию об изменении межплоскостных расстояний в определённых кристаллографических направлениях [6–15]. Это позволяет в некоторых случаях определять отдельные компоненты тензора деформаций или анизотропию в распределении остаточных деформаций [13]. Обычно для этого используют также методы кросс-корреляции изображений [8].

В данной работе для оценки деформационного состояния отдельных локальных областей кристаллических зёрен в сварных сплавах предложена методика определения всех компонент тензора деформаций по анализу смещений осей зон и распределений интенсивности обратно рассеянных электронов на картинах Кикучи.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для определения деформационного состояния отдельных кристаллических зёрен вблизи микротрещин в области сварного шва сплава Ni–Cr–Fe проведены исследования с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа фирмы «Zeiss» EVO-50 с использованием ССD-детектора. Пучок электронов диаметром $\cong 40$ нм падал на поверхность образца под углом $\cong 70^\circ$.

На рисунках 1 *a*, *b* приведены топограммы, на которых отображены участки сплава, содержащие трещины между зёрнами одинаковой и различной кристаллографической ориентации (ориентационный анализ (Orientation Imaging Microscopy—OIM) рассеяния отражённых электронов).

Микротрещины на рисунке 1, *a* возникли между кристаллитами разной кристаллографической ориентации $\{100\}$ и $\{110\}$, на рис. 1, *b* — между зёрнами незначительной угловой разориентации типа $\{100\}$. В отмеченных цифрами областях получены картины дифракции обратно рассеянных электронов (картины Кикучи). Для анализа химического состава сплава и идентификации примесей, которые наиболее способствуют появлению трещины, выполнен рентгеновский микроанализ (табл. 1).

Экспериментальные картины Кикучи от разных участков характеризуются разной степенью размытия дифракционных полос — чем больше деформации в определённом участке образца, тем более размытой является соответствующая картина Кикучи [9–13].

3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТ ТЕНЗОРА ДЕФОРМАЦИИ

Для анализа картин Кикучи использованы подходы, развитые в [9–

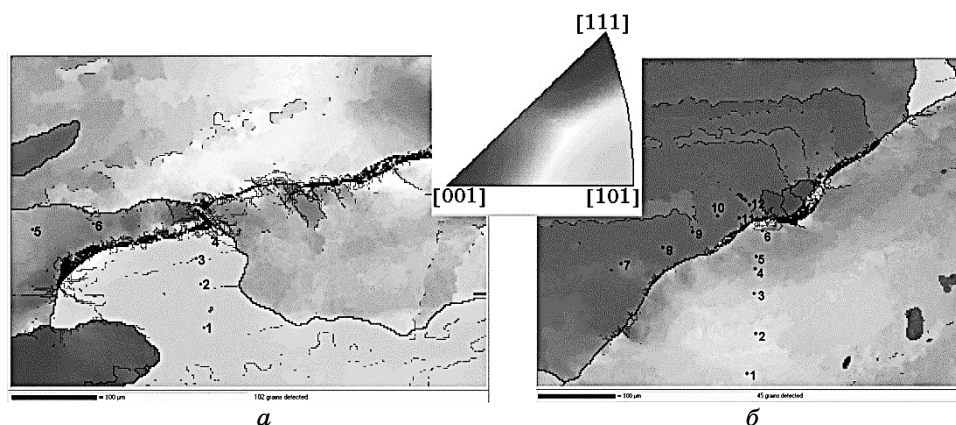


Рис. 1. Карты кристаллографической ориентации кристаллитов (обратная полюсная фигура), полученных от фрагментов ($580 \times 440 \text{ мкм}^2$) никелевого сплава в окрестности сварного шва с трещинами. Маркерами указаны участки, в которых получены картины Кикучи.

Fig. 1. Maps of crystallographic orientations of crystallites (inverse pole figures), obtained from nickel alloy fragments ($580 \times 440 \text{ }\mu\text{m}^2$) in the neighbourhood of the weld crack. Markers indicate areas in which Kikuchi patterns obtained.

13], и показана возможность определения всех компонент тензора деформаций в локальных областях зёрен и в окрестности трещин (рис. 1, б.)

Вследствие деформации локальная область кристалла, которая определяется вектором $\lambda \mathbf{r}$, смещается в новое положение на вектор \mathbf{q} . При этом на экране ССД-детектора вектор смещения \mathbf{Q} проецируется в вектор \mathbf{q} (рис. 2). Последний является количественной характеристикой и определяется из картины Кикучи, как смещение оси кристаллографической зоны относительно положения, занимаемого на картине Кикучи от эталонной области образца, или же расстояниями между двумя осями зон [11]. Именно это обстоятельство использовано нами для определения компонент тензора деформаций в локальных областях образца.

Из геометрии картины на рис. 2 следует, что

$$\mathbf{q} = \mathbf{Q} - \lambda \mathbf{r}, \quad (1)$$

где λ — константа проецирования, которая зависит от условий эксперимента.

Переход от системы координат XYZ для недеформированной системы координат к системе $X'Y'Z'$ деформированной кристаллической ячейки определяется соотношением [16, 17]:

ТАБЛИЦА 1. Элементный состав (в %) выбранных на рис. 1, б участков образца.

TABLE 1. Elemental composition (%) of sample areas selected on Fig. 1, б.

| Участок | C | O | Al | Si | S | Ti | Cr | Fe | Ni |
|---------|------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|
| 1 | 3,39 | 1,48 | 1,31 | 0,32 | 0,14 | 0,45 | 27,68 | 8,65 | 56,58 |
| 2 | 3,82 | 1,53 | 1,36 | 0,39 | 0,00 | 0,47 | 27,63 | 8,71 | 56,09 |
| 3 | 3,48 | 1,52 | 1,18 | 0,38 | 0,02 | 0,36 | 27,40 | 9,26 | 56,40 |
| 4 | 3,12 | 1,14 | 1,17 | 0,39 | 0,00 | 0,51 | 28,06 | 8,74 | 56,87 |
| 5 | 2,89 | 1,76 | 1,18 | 0,39 | 0,00 | 0,55 | 27,94 | 8,76 | 56,55 |
| 6 | 3,60 | 1,01 | 1,17 | 0,50 | 0,00 | 0,63 | 28,17 | 9,05 | 55,87 |
| 7 | 3,81 | 1,72 | 1,14 | 0,31 | 0,02 | 0,53 | 27,58 | 8,54 | 56,35 |
| 8 | 3,47 | 1,87 | 1,07 | 0,28 | 0,03 | 0,29 | 27,07 | 9,23 | 56,70 |
| 9 | 3,80 | 1,82 | 1,03 | 0,34 | 0,00 | 0,64 | 27,59 | 8,90 | 55,88 |
| 10 | 3,30 | 0,90 | 1,24 | 0,25 | 0,06 | 0,56 | 28,11 | 8,87 | 56,72 |
| 11 | 3,24 | 1,21 | 1,22 | 0,45 | 0,00 | 0,52 | 28,09 | 8,92 | 56,34 |
| 12 | 3,59 | 1,86 | 1,13 | 0,26 | 0,08 | 0,56 | 27,21 | 9,20 | 56,10 |

$$\begin{bmatrix} X' \\ Y' \\ Z' \end{bmatrix} = \left(\begin{bmatrix} e_{xx} & e_{xy} & e_{xz} \\ e_{yx} & e_{yy} & e_{yz} \\ e_{zx} & e_{zy} & e_{zz} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \right) \begin{bmatrix} X \\ Y \\ Z \end{bmatrix}, \quad (2)$$

где e_{ij} — соответствующие компоненты тензора деформаций.

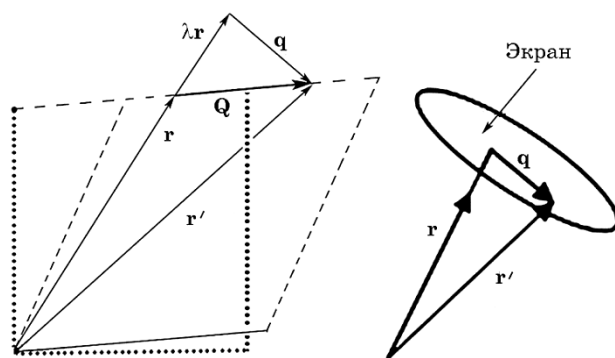


Рис. 2. Схематическое изображение смещения произвольного вектора r в кристалле и его смещение q на картине Кикучи.

Fig. 2. Schematic representation of the displacement of an arbitrary vector r in the crystal and its corresponding shifting q in the Kikuchi pattern.

Общий тензор деформаций e_{ij} может быть разделён на симметричную и антисимметричную части. Симметричная часть описывает нормальные компоненты ε_{ij} деформации. Антисимметричная часть является тензором ротаций τ_{ij} и отвечает за поворот кристалла.

Система (2) с учётом (1) после простых математических преобразований принимает вид:

$$\begin{aligned} q_x &= xe_{xx} + ye_{xy} + ze_{xz} - \lambda x, \\ q_y &= xe_{yx} + ye_{yy} + ze_{yz} - \lambda y, \\ q_z &= xe_{zx} + ye_{zy} + ze_{zz} - \lambda z, \end{aligned} \quad (3)$$

где x, y, z — координаты вектора \mathbf{r} .

При равенстве нулю тензора τ_{ij} система уравнений (3) выделением постоянной проектирования λ упрощается к следующему виду [14]:

$$\begin{aligned} zq_x - yq_z &= (yz[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + xz\varepsilon_{yx} + z^2\varepsilon_{yz} - xy\varepsilon_{zx} - y^2\varepsilon_{xy}) \\ zq_y - xq_z &= (xy[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + yx\varepsilon_{xy} + z^2\varepsilon_{xz} - x^2\varepsilon_{zx} - xz\varepsilon_{zy}) \end{aligned} \quad (4)$$

или

$$\begin{cases} zq_{x1} - yq_{z1} = (yz[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + xz\varepsilon_{yx} + z^2\varepsilon_{yz} - xy\varepsilon_{zx} - y^2\varepsilon_{xy}), \\ zq_{y1} - yq_{z1} = (xy[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + yz\varepsilon_{xy} + z^2\varepsilon_{xz} - x^2\varepsilon_{zx} - xz\varepsilon_{zy}), \\ zq_{x2} - yq_{z2} = (yz[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + xz\varepsilon_{yx} + z^2\varepsilon_{yz} - xy\varepsilon_{zx} - y^2\varepsilon_{xy}), \\ zq_{y2} - yq_{z2} = (xy[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + yz\varepsilon_{xy} + z^2\varepsilon_{xz} - x^2\varepsilon_{zx} - xz\varepsilon_{zy}), \\ zq_{x3} - yq_{z3} = (yz[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + xz\varepsilon_{yx} + z^2\varepsilon_{yz} - xy\varepsilon_{zx} - y^2\varepsilon_{xy}), \\ zq_{y3} - yq_{z3} = (xy[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + yz\varepsilon_{xy} + z^2\varepsilon_{xz} - x^2\varepsilon_{zx} - xz\varepsilon_{zy}), \\ zq_{x4} - yq_{z4} = (yz[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + xz\varepsilon_{yx} + z^2\varepsilon_{yz} - xy\varepsilon_{zx} - y^2\varepsilon_{xy}), \\ zq_{y4} - yq_{z4} = (xy[\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz}] + yz\varepsilon_{xy} + z^2\varepsilon_{xz} - x^2\varepsilon_{zx} - xz\varepsilon_{zy}). \end{cases} \quad (5)$$

Система (5) содержит 8 уравнений и 9 неизвестных. Одна из компонент тензора деформаций является неопределённой. Для решения системы (5) необходимо провести четыре независимых измерения смещений q_x и q_y .

В стандартных кросс-корреляционных методах для выбранной картины Кикучи определяются только два смещения осей зон [8]. Поэтому в стандартных подходах определения всех компонент тензора деформаций необходим анализ значительного количества картин Кикучи, полученных от соседних локальных областей. Предложенная нами экспрессная методика не требует анализа картин от соседних областей, а базируется на анализе смещений 4-х осей зон

на одной картине Кикучи, которые также являются проекциями q_x и q_y . Для решения такой задачи могут быть применены разные подходы. Один из них заключается в том, что диагональную компоненту тензора, например, ε_{xx} , можно определять по анализу изменений в распределениях интенсивности отдельных полос (рис. 3) на картине Кикучи (рис. 4). В этом случае все компоненты тензора деформаций рассчитываются в стандартной кристаллографической системе координат — $[100]$, $[010]$, $[001]$.

Точное определение местоположения осей зон является сложной и неоднозначной задачей, поскольку фрагмент изображения вокруг узла пересечения полос Кикучи (рис. 4) не имеет чёткого максимума и в распределении интенсивности вокруг узла отсутствует симметрия [12]. В большинстве случаев в качестве эталонной области в кристалле выбирают наиболее совершенную картину Кикучи [6].

Положение каждой из полос Кикучи определяется с помощью стандартного программного обеспечения, которое даёт информацию о кристаллографической ориентации осей зон (области пересечения полос Кикучи) [9]. Нами разработано дополнительное программное обеспечение в среде Delphi [12], которое в цифровом формате обрабатывает картины Кикучи от эталонной и исследуемой областей. Координаты точных положений осей зон находятся из условия минимизации ядра корреляции с точностью до сотой доли пикселя. Такая точность обеспечивается именно корреляционной составляющей метода [6]. Это позволяет получать: профили распре-

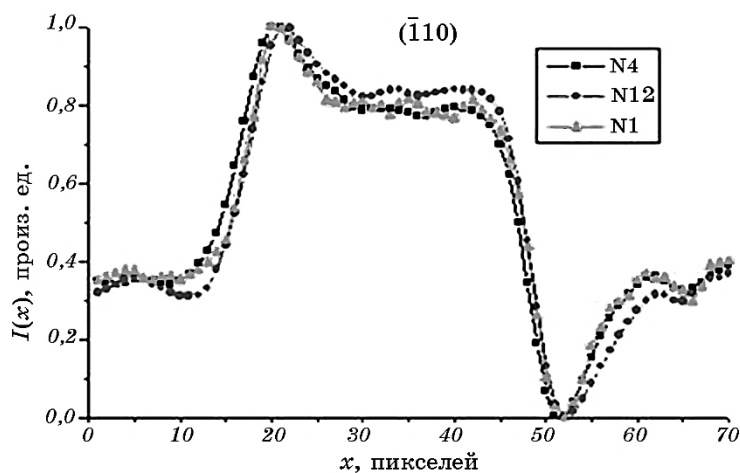


Рис. 3. Нормированные профили интенсивности полос Кикучи для плоскости $(\bar{1}10)$ для локальных 1-ой, 4-ой и 12-ой областей (рис. 1, б).

Fig. 3. The normalized intensity profiles of $(\bar{1}10)$ Kikuchi band for the local 1-st, 4-th, and 12-th areas (Fig. 1, б).

деления интенсивности по сечениям полос Кикучи (рис. 3), сравнивать координаты осей зон на картинах от каждой области с эталонной (рис. 4) и определять их смещение [11, 12], рассчитывать межплоскостные расстояния в различных кристаллографических направлениях для каждой из областей [9–13].

Картина Кикучи на рис. 4, б для 7-й локальной области соответствует наиболее совершенной и однородной части образца, и выбрана в качестве эталонной. Это позволило найти величины относительных смещений соответствующих узлов для других локальных областей. Полученный массив данных о смещениях осей зон в каждой локальной области кристалла подставляется в систему уравнений (5), которая решается численными методами в среде MathCad. Результаты вычислений выводятся в виде совокупности координат узлов (x, y, z) и 5-ти компонент тензора деформаций. Диагональная компонента ε_{xx} определяется из анализа изменения профиля интенсивности (рис. 3) для отдельных полос [10]. Таким образом, появляется возможность получить все 9 компонент тензора деформаций для каждой локальной области кристалла.

Для геометрической интерпретации главных направлений и значений тензора второго ранга, в частности тензора деформаций ε_{ij} , используем понятие характеристической поверхности Коши, которая является алгебраической гиперповерхностью второго порядка с центром в начале декартовой системы координат [16].

Для построения характеристических поверхностей (рис. 5) тензора деформаций для каждой локальной области (рис. 1, б) кри-

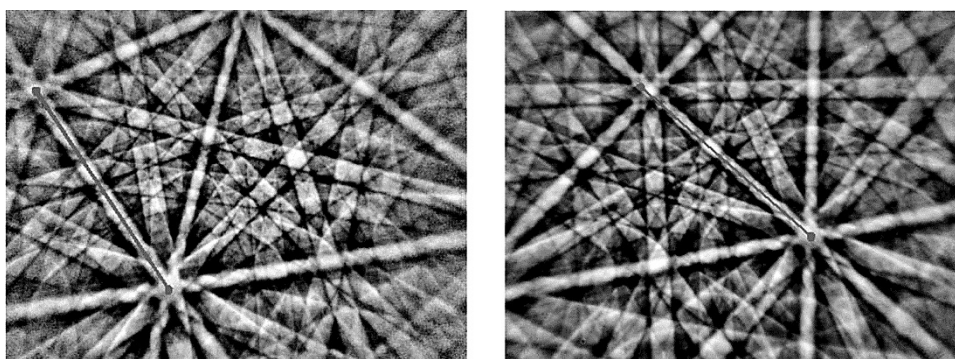


Рис. 4. Картины Кикучи, полученные от 7-й (а) и от 5-й (б) областей на рис. 1, б; два одинаковых отрезка на разных картинах Кикучи демонстрируют относительное изменение масштаба и поворота картин для каждой области.

Fig. 4. Kikuchi patterns obtained from 1-st (a) and from 5-th (b) areas on Fig. 1, б; two equal lines at different Kikuchi patterns show the relative changes in the image scale and rotation for each area.

сталла использовано стандартное программное обеспечение Maple17 (Maplesoft).

Построение характеристической поверхности эллипсоида деформаций в представлении единичной сферы несёт информацию об ориентационных особенностях распределения компонент деформации. Для построения этой поверхности использовано соотношение:

$$\frac{x'^2}{(1 + \varepsilon_{xx})^2} + \frac{y'^2}{(1 + \varepsilon_{yy})^2} + \frac{z'^2}{(1 + \varepsilon_{zz})^2} = 1, \quad (6)$$

где x' , y' , z' — координаты, характеризующие положение локальной области после деформации.

Построение на рисунке 5 подтверждает неоднозначное распределение компонент тензора деформаций по основным кристаллографическим направлениям в локальных областях зёрен при приближении к трещине [13]. Для большинства приведённых случаев, доминирующей является компонента ε_{yy} , и, соответствующая форма эллипсоида, вытянута вдоль направления [010]. Для области 7 (выбранной за эталонную) характерна сферическая форма

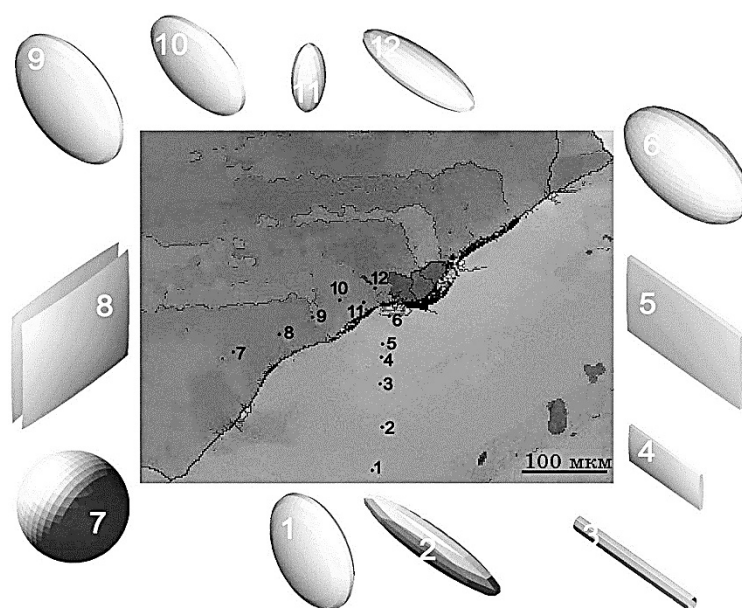


Рис. 5. Характеристические поверхности для диагональных компонент тензора деформаций ε_{ii} для локальных областей сплава Ni–Cr–Fe, указанных маркерами на рис. 1, б.

Fig. 5. Characteristic surfaces for diagonal components of strain tensor ε_{ii} for local areas of Ni–Cr–Fe alloy marked on Fig. 1, б.

($\varepsilon_{zz} \cong \varepsilon_{yy} \cong \varepsilon_{xx}$). В то же время, для областей 1, 6, 9 и 10 форма характеристической поверхности — классический эллипсоид $\varepsilon_{yy} > \varepsilon_{zz}$, $\varepsilon_{zz} \cong \varepsilon_{xx}$; для 2-ой и 12-ой довольно сильно вытянутый эллипсоид вдоль [010], для 3-ей — вытянутый стержень, при этом $\varepsilon_{yy} \gg \varepsilon_{xx}$ и $\varepsilon_{yy} \gg \varepsilon_{zz}$, а $\varepsilon_{xx} \cong \varepsilon_{zz}$; для 4-ой, 5-ой и 8-ой — плоская сплюснутая форма, в частности, для 8-ой $\varepsilon_{xx} \gg \varepsilon_{yy}$ и $\varepsilon_{yy} \gg \varepsilon_{zz}$, т.е. $\varepsilon_{xx} > \varepsilon_{yy} \gg \varepsilon_{zz}$, в то же время для 4-ой и 5-ой, наоборот, — $\varepsilon_{yy} > \varepsilon_{zz} \gg \varepsilon_{xx}$; для 11-ой — эллипсоид вытянут вдоль [001] ($\varepsilon_{zz} > \varepsilon_{yy} \cong \varepsilon_{xx}$).

Наиболее напряжёнными оказались локальные области 3, 4, 5 и 8, которые, как правило, расположены на границе (или вблизи них) между субзёрнами и вблизи трещины (рис. 1, б). Это может свидетельствовать, о наличии остаточных источников напряжений вблизи малых угловых границ между субзёрнами, и, возможно, о наличии областей, содержащих системы деформационных микродвойников, сужающихся к трещине [15]. При этом субструктура (типа {100}) образца по обе стороны от трещины несколько отличается формой и размерами, а также незначительной угловой разориентацией, причём, нижняя часть более однородная, чем верхняя. Это в какой-то мере подтверждают существенно отличающиеся формы эллипсоидов деформаций для 1–6-й и 7–12-й локальных областей.

Дополнительные исследования химического состава с помощью рентгеновского микроанализа обнаружили наличие значительной концентрации кислорода и углерода в некоторых локальных участках образца [13] (табл. 1). Например, для 5-ой области характерны наибольшие концентрации С, Al и S; для 8-ой — наибольшая концентрация O и наименьшие Ti и Al; для 7-ой — наименьшая Si, но в ней больше С и O.

При всем различии условий синтеза сварных швов, наиболее вероятным сопутствующим фактором является перемещение примесей по телу зерна и на его границах, приводящее к изменению концентраций углерода, кислорода, алюминия, кремния и серы [19]. Возможно, закрепление этих примесей в области границ и субструктурных составляющих связано с повышенной плотностью дислокаций на этих участках и усилено локальной деформацией [20]. Перераспределение примесей, таких как сера, кислород и фосфор, под действием термомодеформационного цикла сварки может приводить к возникновению трещин провала (падения) пластичности (DDC).

Возможно, тут также играет роль степень аустенитности K_a сплава ($K_a = (\text{Cr} + 1,5\text{Si} + \text{Ti}) / (\text{Ni} + 22\text{C})$, где Cr, Si, Ni, Ti входят в %), которая для исследуемых участков составляет от 0,20 до 0,25 [13]. Поскольку вероятность образования трещин проявляется при $K_a < 1,5$, то исследуемые сплавы являются стабильно аустенитными сплавами [18].

4. ВЫВОДЫ

1. Предложена экспрессная методика определения всех компонент тензора деформаций, которая базируется на анализе смещений 4-х осей зон на одной картине Кикучи, при этом, диагональная компонента определяется по изменениям в распределениях интенсивности отдельных полос. Все компоненты тензора деформаций рассчитываются в стандартной кристаллографической системе координат.
2. Построенные эллипсоиды тензора деформаций свидетельствуют о сложном и неоднозначном распределении значений деформаций в локальных областях при приближении к трещине. Для большинства приведённых случаев доминирующей является компонента ε_{yy} и соответствующая форма эллипсоида, вытянутая вдоль направления [010] или сплюснутая по оси [100]. Наиболее деформированными являются локальные области, которые расположены на границе субзёрен и вблизи трещины.
3. Наиболее вероятным сопутствующим фактором образования микротрещин является перемещение примесей по телу зерна и на его границах, приводящее к изменению концентраций углерода, кислорода, алюминия, кремния и серы. Возможно, что закрепление этих примесей в области границ и субструктурных составляющих связано с повышенной плотностью дислокаций и усилено локальной деформацией под действием термомодеформационного цикла сварки и приводит к возникновению трещин провала (падения) пластичности (DDC).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. <http://www.nickel-alloys.net>
2. J. N. DuPont, J. C. Lippold, and S.D. Kiser, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys* (Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.: 2009).
3. К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева, *Автоматическая сварка*, № 5: 10 (2010).
4. S. D. Kiser, R. Zhang, and B. A. Backer, *A New Welding Material for Improved resistance to Ductility Dip Cracking. Report. Special Metals Welding Products Co. and Huntington Alloys/Special Metals Corporation* (2008).
5. A. J. Schwartz, M. Kumar, B. Adams, and D. Fild, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. 2nd Edition* (New York–Boston–Dordrech–London–Moscow: Kluwer Academic–Plenum Publishers: 2009).
6. M. D. Borchа, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, O. P. Kroitor, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 5: 284 (2013).
7. I. M. Fodchuk, S. V. Balovsyak, M. D. Borchа, Ya. D. Garabazhiv, and V. N. Tkach, *Semiconductor Physics, Quantum Electronics and Optoelectronics*, **13**, No. 1: 262 (2010).
8. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron*

- Microscopy*, **59**: 155 (2010).
9. A. Wilkinson and B. Britton, *Materials Today*, **15**, No. 9: 366 (2012).
 10. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 4: 220 (2013).
 11. М. Д. Борча, С. В. Баловсяк, Я. Д. Гарабажив, В. М. Ткач, И. М. Фодчук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 7: 911 (2009).
 12. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borcha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *phys. status solidi (a)*, **208**, No. 11: 2591 (2011).
 13. 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).
 14. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron Microscopy*, **59**: 155 (2010).
 15. A. Stoll and A. J. Wilkinson, *Computational Mater. Sci.*, **89**: 224 (2014).
 16. А. Г. Горшков, Л. Н. Рабинский, Д. В. Тарлаковский, *Основы тензорного анализа и механика сплошной среды* (Москва: Наука: 2000).
 17. Ю. И. Димитриенко, *Нелинейная механика сплошной среды* (Москва: Физматлит: 2010).
 18. *Рекомендации по сварке металлических материалов* (Европейский стандарт EN 1011-2: 2001).
 19. К. А. Yushchenko, A. V. Zvyagintseva, L. I. Markashova, G. B. Belyaev, and O. S. Kushnareva, *Proc. 'Medovar Memorial Symposium' (7–10 June, 2016, Kyiv, Ukraine)*, p. 50.
 20. К. А. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. V. Zvyagintseva, and L. I. Markashova, *Cracking Phenomena in Welds IV* (Eds. T. Boellinghaus, J. C. Lippold, and C. E. Cross) (Switzerland: Springer International Publishing: 2016), p. 207.

REFERENCES

1. <http://www.nickel-alloys.net>
2. J. N. DuPont, J. C. Lippold, and S.D. Kiser, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys* (Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.: 2009).
3. К. А. Yushchenko, V. S. Savchenko, N. O. Chervyakov, and A. V. Zvyagintseva, *Avtomaticeskaya Svarka*, No. 5: 10 (2010) (in Russian).
4. S. D. Kiser, R. Zhang, and B. A. Backer, *A New Welding Material for Improved resistance to Ductility Dip Cracking. Report. Special Metals Welding Products Co. and Huntington Alloys/Special Metals Corporation* (2008).
5. A. J. Schwartz, M. Kumar, B. Adams, and D. Fild, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. 2nd Edition* (New York–Boston–Dordrech–London–Moscow: Kluwer Academic–Plenum Publishers: 2009).
6. 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).
7. I. M. Fodchuk, S. V. Balovsyak, M. D. Borcha, Ya. D. Garabazhiv, and V. N. Tkach, *Semiconductor Physics, Quantum Electronics and Optoelectronics*, **13**, No. 1: 262 (2010).
8. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron Microscopy*, **59**: 155 (2010).

9. A. Wilkinson and B. Britton, *Materials Today*, **15**, No. 9: 366 (2012).
10. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, I. M. Fodchuk, V. Yu. Khomenko, and V. N. Tkach, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 4: 220 (2013).
11. M. D. Borcha, S. V. Balovsyak, Ya. D. Garabazhiv, V. M. Tkach, and I. M. Fodchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 7: 911 (2009).
12. I. Fodchuk, S. Balovsyak, M. Borcha, Ya. Garabazhiv, and V. Tkach, *phys. status solidi (a)*, **208**, No. 11: 2591 (2011).
13. 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).
14. D. J. Dingley, A. J. Wilkinson, G. Meaden, and P. S. Karamched, *J. Electron Microscopy*, **59**: 155 (2010).
15. A. Stoll and A. J. Wilkinson, *Computational Mater. Sci.*, **89**: 224 (2014).
16. A. G. Gorshkov, L. N. Rabinskiy, and D. V. Tarlakovskiy, *Osnovy Tenzornogo Analiza i Mekhanika Sploshnoy Sredy* [Fundamentals of Tensor Analysis and Continuum Mechanics] (Moscow: Nauka: 2000) (in Russian).
17. Yu. I. Dimitrienko, *Nelineynaya Mekhanika Sploshnoy Sredy* [Nonlinear Continuum Mechanics] (Moscow: Fizmatlit: 2010) (in Russian).
18. *Rekomendatsii po Svarke Metallicheskih Materialov* [Recommendations for Welding of Metallic Materials] (European Standard EN 1011-2: 2001) (in Russian).
19. K. A. Yushchenko, A. V. Zvyagintseva, L. I. Markashova, G. B. Belyaev, and O. S. Kushnareva, *Proc. 'Medovar Memorial Symposium' (7–10 June, 2016, Kyiv, Ukraine)*, p. 50.
20. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. V. Zvyagintseva, and L. I. Markashova, *Cracking Phenomena in Welds IV* (Eds. T. Boellinghaus, J. C. Lippold, and C. E. Cross) (Switzerland: Springer International Publishing: 2016), p. 207.