

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ЗАКЛАД «ПІВДЕННОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ
ПЕДАГОГІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ІМЕНІ К. Д. УШИНСЬКОГО»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

САВЧУК ОЛЕНА СЕРГІЇВНА

УДК669-176 + 539.422.33+539.424+539.4.011.24

ДИСЕРТАЦІЯ

**ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ,
ВЛАСТИВОСТІ ТА ПРОЦЕСИ РУЙНУВАННЯ
СПЛАВІВ ЗАЛІЗА ТА ТИТАНУ**

01.04.07 – Фізика твердого тіла

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ О.С. Савчук

Науковий керівник – Шкатуляк Наталія Михайлівна,
кандидат фізико-математичних наук, доцент

Одеса - 2019

АНОТАЦІЯ

Савчук О. С. Вплив деформації на фрактальність структури, текстуру, властивості і руйнування металу. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук (доктора філософії) за спеціальністю 01.04.07 «Фізика твердого тіла». – Державний заклад «Південноукраїнський національний університет імені К. Д. Ушинського», Одеса, 2019.

Дисертацію присвячено визначенню фізико-математичних моделей впливу різного виду деформації (гвинтова екструзія, знакозмінний вигин, ударний вигин, довготривала знакозмінна деформація при експлуатації арматурних канатів захисних оболонок АЕС) на текстуру, механічні властивості, параметр пошкоджуваності, фрактальність структури та характер руйнування типових конструкційних сплавів заліза з вуглецем (зокрема 10Г2, Ст20К, 08кп з ОЦК граткою, 05Х18Н10 з ГЦК граткою) і комерційно чистого титану ВТ1-0 з ГЦУ граткою.

Розуміння фізичної природи впливу різних чинників на кристалічні тіла є тією основою, на якій можливо їх ефективне практичне використання. Структурний стан металевого матеріалу визначає ізотропію або анізотропію його властивостей. Одним з головних структурних станів полікристалічних тіл є кристалографічна текстура, яка виникає при будь-яких зовнішніх впливах на метал. У полікристалічних металевих матеріалах текстура є причиною анізотропії фізико-механічних властивостей. Однак ефекти текстури рідко враховуються в інженерній практиці.

Наприклад, сьогодні швидко зростає інтерес до отримання так званих об'ємних ультра-дрібнозернистих (УДЗ) матеріалів, які володіють підвищеною міцністю та одночасно доброю пластичністю. Однією з перспективних технологій отримання УДЗ матеріалів є гвинтова екструзія, при здійсненні якої деформація не є однорідною за перетином деформованого металу. Це може

спричинити неоднорідність текстури за перетином зразка та виникнення певної анізотропії після гвинтової екструзії, що є практично невивченим.

Іншим прикладом є знакозмінна деформація при правці (випрямленні) листового та рулонного металу на роликівих правильних машинах, що дозволяє зменшити внутрішні напруження металу і надати йому необхідні площинні характеристики. При правці матеріал піддається знакозмінному вигину (ЗВ), при якому, незважаючи на відносно малу пластичну деформацію розтягування і стиснення, відбувається зміна механічних характеристик і структури металу, зокрема кристалографічної текстури. При цьому виникають і накопичуються неконтрольовані мікротріщини, мікропори. Як було показано у роботах В.Н. Днепренка, В. В. Усова та Н. М. Шкатуляк, кожному компоненту текстури притаманна певна дислокаційна структура. Тому кристалографічна текстура також повинна впливати на розподіл мікроскопічних пошкоджень структури, що накопичуються при знакозмінному вигині. Проте цей вплив не досліджено.

Для характеристики накопичення пошкоджень використовують так званий параметр пошкоджуваності ω , що був запропонований ще в ранніх роботах Л. М. Качанова, Ю. Н. Работнова та розвивається і сьогодні. Параметр пошкоджуваності інтерпретується як відносне скорочення ефективної, площі поперечного перерізу $S_0 - S$, що несе навантаження внаслідок накопичення пошкоджень. Деградація матеріалу пояснюється як поступове зменшення ефективної площі, яка реально несе розтягувальне навантаження і визначає опірність зразка розтягуванню

$$\omega = (S_0 - S)/S_0$$

При такій інтерпретації параметр пошкоджуваності для одновісного розтягу може бути отриманий зі змін модуля пружності.

Параметр пошкоджуваності $0 \leq \omega \leq 1$ характеризує сукупність мікроструктурних змін у матеріалі, викликаних появою та накопиченням мікрodefektів під час експлуатаційних навантажень. Але відсутність достатнього фізичного обґрунтування моделей (кінетичних рівнянь) породжує неоднозначність в експериментальних оцінках параметра пошкоджуваності ω в

залежності від способу його визначення для одного і того ж зразка досліджуваного матеріалу. Тому зв'язок параметра пошкоджуваності зі зміною структурного стану під дією зовнішніх впливів, а також зв'язок фізико-механічних властивостей з фрактальністю структури та текстурою поки що можна отримати лише на основі відповідного кореляційного та регресійного аналізу, що широко використано у роботі.

У цій роботі показано, що є градієнт текстури по перетину зразка сплаву 10Г2 від центру до периферії після ГЕ у різних шарах зразка. Встановлено, що вісь екструзії у зразку поступово обертається навколо напрямку $\langle 111 \rangle$ від напрямку $\langle 113 \rangle$ до напрямку $\langle 110 \rangle$. При цьому спостерігаються різні компоненти текстури зсуву типу $\{110\} \langle uvw \rangle$ у різних шарах зразка. У даному випадку йдеться про те, що площини $\{110\}$ є площинами зсуву.

Показано, що спостерігається анізотропія параметра пошкоджуваності та механічних властивостей при одновісних випробуваннях на розтяг після деформації знакозмінним вигином у листах сплавів заліза з вуглецем 08кп з ОЦК ґратками, X18Н10 з ГЦК ґраткою та комерційного титану ВТ1-0 з ГЦУ ґраткою. Відповідна анізотропія, обумовлена кристалографічною текстурою, зменшується у межах 3-5 циклів знакозмінного вигину.

Встановлено, що після експлуатаційного розриву дротів канатів захисних оболонок АЕС меншим значенням параметра пошкоджуваності ω та показникам пластичності (відносного подовження δ , звуження ψ) відповідає більша фрактальна розмірність їх зламів, і навпаки. Передчасне руйнування при тривалій експлуатації канатів захисних оболонок АЕС може відбуватися внаслідок зародження та поширення корозійних тріщин за рахунок фретинг-корозії.

Показано, що анізотропія механічних властивостей у площині прокатки досліджуваного сплаву Ст20К обумовлена, переважно кристалографічною текстурою металу, що підтверджується даними кореляційного та регресійного аналізу.

Встановлено, що крихкому руйнуванню при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі зі сплаву Ст20К відповідає більша величина фрактальної розмірності діаграм зміни навантаження з часом, а також відповідних зламів, але менша ударна вязкість і навпаки. При цьому підвищені значення фрактальної розмірності зламів і діаграм зміни навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин мають місце для зразків сплаву Ст20К, вирізаних у діагональному напрямку, обумовлено впливом кристалографічної текстури $\{001\} \langle 110 \rangle$, типової для сплавів з ОЦК ґратами.

Практичне значення отриманих результатів дослідження:

1. Знайдені закономірності формування текстури та її неоднорідності після гвинтової екструзії можуть бути використані для розробки нових технологій, які дозволяють створювати в металевих зразках оптимальну структуру, що спроможна поліпшити властивості матеріалу за багатьма параметрами.

2. Знайдені закономірності впливу знакозмінного вигину на текстуру та параметр пошкоджуваності при подальших випробуваннях на одновісний розтяг сплаву 08кп (якісна низьколегована конструкційна сталь) можуть використовуватися для розробки технології поліпшення формозміни сплаву при обробці тиском, що є актуальним у автомобілебудуванні.

3. Результати дослідження впливу знакозмінного вигину на текстуру та анізотропію механічних властивостей і параметра пошкоджуваності сплаву 05X18H10 (нержавіюча сталь), застосовуваної в автомобільній, тракторній і консервній промисловостях, можуть використовуватися для поліпшення технології виготовлення більш якісної листової та рулонної нержавіючої сталі.

4. Результати дослідження впливу малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω листів комерційного титану при подальших одновісних випробуваннях на розтяг можуть бути використані для створення технології підвищення терміну експлуатації сплавів на основі титану.

5. Результати дослідження зв'язку фрактальної розмірності зламів дротів типових арматурних канатів захисних оболонок АЕС з параметрами

пошкоджуваності та механічними властивостями можуть використовуватися для удосконалення методики дослідження тривалості безпечної експлуатації канатів захисних оболонок АЕС.

6. Результати зіставлення фрактальних розмірностей зламів D_f та фрактальних розмірностей D_c кривих навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин зразків зі сплаву Ст20 та зв'язку з текстурою можуть бути використані для удосконалення методики визначення температури крихкості конструкційних матеріалів з урахуванням текстури.

Ключові слова: текстура, анізотропія, механічні властивості, пошкоджуваність, фрактальність, мікроструктура, кореляція, регресія.

ABSTRACT

Savchuk O. S. Effect of deformation on the fractal structure, texture, properties, and fracture of the metal. – Qualifying scientific work on the manuscript.

Thesis for candidate's degree of physical and mathematical sciences by specialty 01.04.07 - solid state physics – South Ukrainian National Pedagogical University named after K. D. Ushinsky, Odesa, 2018.

Thesis is devoted to the finding of the physical and mathematical models of the influence of different types of deformation (twist extrusion, alternating bending, impact bending, long-time changeable deformation during operation of reinforcing ropes of protective shells of the Nuclear Power Plant – NPP) on the texture, mechanical properties, the parameter of damage, fractality of the structure and the nature of the destruction of typical construct alloys of iron with carbon (in particular X10Mn2, DC01, St45-8 with BCC lattices, 8XCrNi18-10 with FCC lattice) and commercial titanium VT1-0 with HCP lattice.

Understanding the physical nature of various factors influence on crystalline bodies is the basis on which their effective practical use is possible. The structural state of a metal material determines the isotropy or anisotropy of its properties. The crystallographic texture occurs with any external influences on the metal and is the one of the main structural states of polycrystalline bodies. The texture is the cause of the anisotropy of physical and mechanical properties in polycrystalline metallic materials,. However, texture effects are rarely taken into account in engineering practice.

For example, there is now a growing interest in obtaining so-called volumetric ultra-fine-grained (UFG) materials that have high strength and, at the same time, good plasticity. One of the promising technologies for obtaining UFG materials is a twist extrusion, in which the deformation is not homogeneous through the cross-section of deformed metal. The appearance of certain anisotropy after twist extrusion caused by the texture heterogeneity through the sample cross-section can to be appeared, which is practically uninvestigated.

The alternating bending deformation at the straightening of the sheet and roll metal on roller-straightened machines, which reduces the internal stresses of the metal and gives it the necessary plane characteristics is the another example.

A change of mechanical characteristics and structure in the metal takes place, in particular, in crystallographic texture, during the alternating bending despite of the relatively small plastic strain of stretching and compression. The uncontrolled microcracks, micropores arise and accumulate at this.

As was shown in the works by V. N. Dneprenko, V. V. Usov and N. M. Shkatulyak, each texture component has a specific dislocation structure. Therefore, the crystallographic texture should also affect the distribution of microscopic damages accumulated in the metal during the alternating bending. However, this effect has not been investigated.

The so-called damage parameter ω is used to characterize damage accumulation. This damage parameter ω was proposed in earlier works by L. M. Kachanov and Yu. N. Robotnov and is developed now too. The damage parameter ω is interpreted as a relative reduction of the effective loading bearing capacity of the cross-sectional area S_0-S as a result of accumulation of damages. The degradation of the material is explained as a gradual decrease of the effective area, which actually carries the tensile load and determines the resistance of the sample to stretching

$$\omega = (S_0 - S)/S_0 .$$

At such interpretation the damage parameter for uniaxial tension can be obtained from changes of the elastic modulus.

The damage parameter $0 \leq \omega \leq 1$ characterizes a set of microstructural changes in the material caused by the appearance and accumulation of microdefects during operational loads. But the lack of sufficient physical base of the models (kinetic equations) gives rise to ambiguity of experimental estimates of the damage parameter ω , depending on the method of its determination for the same sample of the investigated material. Therefore, the relation between the damage parameter with a change in the structural state under the external influence, as well as correlation of physical and mechanical properties with the texture and fractality of the structure can

still be obtained only on the basis of the correlation and regression analysis that we have widely used in this work.

In this work, it is shown that after twist extrusion the texture gradient through the cross-section of the X10Mn2 alloy from the center to the periphery of the sample takes place. It has been established that the extrusion axis in the sample gradually rotates around the direction $\langle 111 \rangle$ from the direction $\langle 113 \rangle$ to the direction $\langle 110 \rangle$. In this case, the planes $\{110\}$ are torsion ones.

It was shown that the anisotropy of the parameter of damage and mechanical properties take place at tests on tensile strength after a previous deformation by the alternating bending in sheets of alloys DC01, St45-8 with BCC lattices, 8XCrNi18-10 with FCC lattice and commercial titanium VT1-0 with HCP lattice. The corresponding anisotropy, due to the crystallographic texture, decreases within 3-5 cycles of alternating bending.

It was established that a smaller values of plasticity characteristics (relative lengthening δ , contraction ratio ψ) as well as of the damage parameter ω corresponds to the larger value of destruction surfaces fractal dimension of wires of protective ropes of the NPP, and vice versa. Premature destruction during prolonged operation of the ropes of protective shells of the NPP can occur due to the origin and development of corrosion cracks due to fretting corrosion.

It is shown that the anisotropy of the mechanical properties of the investigated alloy St45-8 in the rolling plane is due to mainly to the crystallographic texture of the metal, which is confirmed by the data of correlation and regression analysis.

It has been established that the larger values of fractal dimension of the load change diagrams over time, as well as the fractal dimension values of the corresponding surfaces destruction at the Charpy tests, but less impact strength correspond to the brittle fracture, and vice versa. In this case, the crystallographic texture $\{001\} \langle 110 \rangle$ typical for alloys with BCC lattices caused increased values of the fractal dimension of surfaces destructions as well as the increased values of the fractal dimension of the load change diagrams over time in the tests on the impact

bend for St45-8 alloy samples that were cut out in the diagonal direction in the rolling plane.

The practical significance of the results of the study is following:

1. Found regularities of texture formation and its heterogeneity after twist extrusion can be used to develop new technologies that allow to create in metal samples an optimal structure that can improve the properties of the material in many parameters.

2. Established regularities of the influence of alternating bending on the texture and the parameter of damage in subsequent tests on the uniaxial tension of DC01 alloy (high quality low-alloy construction steel) can be used to develop a technology for improving the shape of the alloy in the treatment of pressure that is of high importance in automotive engineering.

3. The results of the study of the impact of alternating bending on the texture, anisotropy of mechanical properties as well as on the damage parameter of the alloy X5CrNi18-10 (typical stainless steel), used in the automotive, tractor and canning can be used to improve production technology and higher quality of the stainless steel sheets.

4. The results of the study of the influence of an alternating bending (AB) and crystallographic texture on the anisotropy of the damage parameter ω of commercial titanium sheets at subsequent single-axial tensile tests can be used to create a technology for increasing the lifetime of alloys based on titanium.

5. The research results of the connection of the wires destruction surface fractal dimensions of typical reinforcement ropes of protective sheaths of the NPP with the damage parameters and mechanical properties can be used to improve the methodology for studying the duration of safe operation of the NPP protective ropes.

6. The results of matching the fractal dimensions of the fracture surfaces D_f and fractal dimensions D_c of the effort curves over time at shock bending tests of alloy St45-8 samples as well as of the bond with the texture can be used to improve the determining methodology of the structural materials fragility temperature, taking into account the texture.

Keywords: texture, fractality, anisotropy, microstructure, damage, mechanical properties, correlation, regression.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Shkatulyak N. M. , **Savchuk E. S.** , Usov V. V. Anisotropic damage of titanium plates under uniaxial tension after reverse bending. *Journal of Materials Research and Technology* (Scopus). 2018. Vol. 7, No 1. P. 82–88. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785417300649>
2. Torop V. M. , Rabkina M. D. , Shtofel O. O. , Usov V. V. , Shkatulyak N. M. , **Savchuk O. S.** On the causes of fractures of reinforcing ropes of the protective shells of power-generating units of nuclear power plants. *Materials Science*. (Scopus) 2018. Vol. 54, No. 2. P. 240-249.
3. Shkatulyak N. M. , Usov V. V. , **Savchuk E. S.** , Dragomeretskaya E. A. , Bargan D. V. Effect of the Strain Kind on the Texture and Microstructure of Low-Alloyed Steel. *International Journal of Metals*. 2016. Vol. 2016, ID 5021749. P. 28-36. URL: <http://dx.doi.org/10.1155/2016/5021749>
4. Shkatulyak N. M. , **Savchuk E. S.** , Usov V. V. Anisotropic Damage of Low-Alloy Steel Plates Under Uniaxial Tension After Alternating Bending. *American Journal of Mechanical and Industrial Engineering*. 2016. No. 1(2). P. 10-14. URL: <http://www.sciencepublishinggroup.com/j/ajmie>
5. Usov V. V. , Shkatulyak N. M. , Dragomeretskaya E. A. , **Savchuk E. S.** , Bargan D. V. , Daskalytsa G. V. Effect of Alternating Bending and Texture on Anisotropic Damage and Mechanical Properties of Stainless Steel Sheets. *Mechanics, Materials Science & Engineering*. 2016. Vol. 6. P. 56-63. URL: <https://issuu.com/mmsejournal/docs/n6>
6. **Савчук Е. С.**, Шкатуляк Н. М. Текстурные особенности объемных наноструктурных материалов, полученных винтовой экструзией. *Фізика, Електроніка, Електротехніка. ФЕЕ: 2017: матеріали та програма науково-технічної конференції*. Суми: Сумський державний університет, 2017. С. 40. URL: <http://elitconf.sumdu.edu.ua/index.php/electronics/fee17/paper/view/2873>
7. **Savchuk E. S.**, Usov V. V. , Bargan D. V. Texture and anisotropy of mechanical properties of the metal of the distillation oil column. *Topical Problems of*

Semiconductor Physics: abstract book IX International Conf. Truskavets, May 16–20, 2016. P. 43-45.

8. Шкатуляк Н. М. , **Савчук Е. С.** , Усов В. В. Влияние знакопеременного изгиба на поврежденность стали при одноосном растяжении. *Механические свойства современных конструкционных материалов*: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингга, Москва, 6-7 вересня 2016 г. М: ИМЕТ РАН, 2016. С. 148-149. URL: http://files.imetran.ru/2016/oding/sbornik_oding_2016.pdf

9. Шкатуляк Н. М. , **Савчук Е. С.** , Драгомерецкая Е. А. Текстура, механические свойства и коэрцитивная сила стального резервуара. *Механические свойства современных конструкционных материалов*: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингга, Москва, 6-7 вересня 2016 р. М: ИМЕТ РАН, 2016. С. 147-148 URL: http://files.imetran.ru/2016/oding/sbornik_oding_2016.pdf

10. Усов В.В., Шкатуляк Н.М., **Савчук Е.С.** Распределение текстуры по сечению трубчатых образцов из нержавеющей стали. *Механические свойства современных конструкционных материалов*: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингга, Москва, 6-7 вересня 2018 р. М: ИМЕТ РАН, 2018. – С. 158. – URL: http://files.imetran.ru/2016/oding/ProgramSbornik_Print_A5.pdf

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ	16
ВСТУП	17
РОЗДІЛ 1. ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, ФРАКТАЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ І ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ	28
1.1. Текстура та її опис	28
1.2. Пластична деформація і текстура	44
1.3 Деформація, пошкоджуваність та її визначення.	52
1.4 Фрактальність структури та характер руйнування	55
Висновки до розділу 1	60
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	63
2.1.Матеріали та їх підготовка для дослідження.	63
2.2. Дослідження хімічного складу, текстури, мікроструктури та її фрактальної розмірності	66
2.3. Визначення механічних характеристик	72
2.4. Визначення параметра пошкоджуваності	74
Висновки до розділу 2.	74
РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ ВИДУ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, МІКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА З ВУГЛЕЦЕМ ТА ТИТАНУ	76
3.1. Вплив гвинтової екструзії на неоднорідність текстури по перетину зразка сплаву з ОЦК граткою заліза з вуглецем марки 10Г2.	76
3.2. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву заліза з вуглецем з ОЦК граткою типу 08 кп після випробувань на одновісний розтяг	78
3.3. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву заліза з вуглецем з ГЦК граткою типу 05X18T10 після випробувань на одновісний розтяг	84

3.4. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву титану типу VT1-0 після випробувань на одновісний розтяг	92
Висновки до 3 розділу	104
РОЗДІЛ 4. ФРАКТАЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ХАРАКТЕР РУЙНУВАННЯ ДРОТІВ ТА ЛИСТІВ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА З ВУГЛЕЦЕМ	105
4.1. Руйнування арматурних сталевих канатів захисних оболонок атомних енергоблоків та фрактальна розмірність поверхонь їх руйнування.	105
4.2 Текстура та руйнування посудини внутрішнього тиску зі сплаву заліза з вуглецем марки Ст20з ОЦК граткою.	112
4.3. Фрактальна розмірність поверхонь руйнування при випробуваннях на ударний вигин та в'язкість руйнування сплаву Ст20з ОЦК граткою	115
4.4. Фрактальна розмірність діаграм навантаження від часу випробування на ударний вигин та в'язкість руйнування сплаву Ст20 з ОЦК граткою	118
Висновки до розділу 4.	126
ВИСНОВКИ	128
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	130
ДОДАТКИ	147
Додаток 1	147

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- ГЦК – гранецентрована кубічна;
ОЦК – об’ємноцентрована кубічна;
НП – напрямок прокатки;
ПН – поперечний напрямок;
НН – напрямок нормалі;
ДН – діагональний напрямок (тобто під кутом 45° до НП);
ПФ – полюсна фігура;
ППФ – пряма полюсна фігура;
ОПФ – обернена полюсна фігура;
ФРО – функція розподілу орієнтацій (кристалів);
ІПД – інтенсивна пластична деформація;
ГЕ – гвинтова екструзія;
ЗВ – знакозмінний вигин;
ЕДУ – енергія дефектів упакування;
ФР – фрактальна розмірність;
 D_f – фрактальна розмірність зламів (поверхонь руйнування)
 D_c – фрактальна розмірність кривих (діаграм), що відображають залежність прикладеного навантаження від часу при випробуваннях на ударний вигин;
МЦВ – мало циклова втомленість;
МОЗ – метод островів зрізу визначення фрактальної розмірності;
ФАП – Фур'є-аналіз профілів метод визначення фрактальної розмірності;
МВП – метод вертикальних перетинів визначення фрактальної розмірності;
ХБР – Хаусдорфа - Безиковича розмірність;
АЕС – атомна електрична станція.

ВСТУП

Актуальність теми. Розуміння фізичної природи впливу різних чинників на кристалічні тіла є тією основою, на якій можливо їх ефективне практичне використання. Структурний стан металевого матеріалу визначає ізоτροпію або анізотропію його властивостей. Одним з головних структурних станів полікристалічних тіл є кристалографічна текстура, яка виникає при будь-яких зовнішніх впливах на метал.

Текстура може бути причиною втрат при виготовленні промислової продукції (наприклад, при штампуванні, глибокій витяжці) [1]. Неврахування певної переважної кристалографічної орієнтації при застосуванні металу (наприклад, у трубопровідному транспорті) може спричинити зародження та розвиток крихких тріщин та катастрофічне крихке руйнування конструкції та масштабну аварію з тяжкими наслідками [2].

З іншого боку, при належному використанні текстури можливо отримати підвищення певних якостей матеріалу. Наприклад, при виробництві трансформаторної сталі використання певної кристалографічної орієнтації суттєво знижує втрати енергії на перемагнічування у трансформаторах, електродвигунах тощо [3]. Іншим прикладом може служити суттєве поліпшення міцності і пластичних характеристик з одночасним зменшенням вагових параметрів деталей і конструкцій (більше 20% для титанових сплавів) [4]. Проте ефекти текстури рідко враховуються в інженерній практиці.

Сьогодні швидко зростає інтерес до отримання так званих об'ємних ультрадрібнозернистих (УДЗ) матеріалів. Ці матеріали отримують за допомогою інтенсивних пластичних деформацій (ПД) [5]. Структурні елементи таких матеріалів мають розміри 10-100 нм (нано-) і 100-1000 нм (субмікро-), що можна порівняти з характеристичною довжиною різних фізичних явищ (розміром петлі Франка-Ріда для ковзання дислокацій, довжиною вільного пробігу електронів для електрокінетичних явищ, розміром домену для магнітних явищ тощо) [5]. Внаслідок цього сильно деформовані метали набувають якісно нових

властивостей, багато з яких представляють практичний інтерес. Зокрема, вони мають аномально високу пластичність в поєднанні з високою міцністю [5]. Однією з перспективних технологій отримання УДЗ матеріалів є гвинтова екструзія (ГЕ) [5]. Важливу роль у цьому має кристалографічна текстура [6,7]. Водночас було показано, що пластична деформація при ГЕ не є однорідною за перерізом деформованого металу. Неоднорідність текстури за його перетином може бути наслідком неоднорідної деформації. Але неоднорідність текстури металу після ГЕ практично не вивчено. Отже, вивчення неоднорідності текстури після ГЕ є важливим завданням фізики міцності та пластичності.

Технологічна обробка рулонного і листового металу, зазвичай викликає утворення внутрішніх напружень в матеріалі. Це часто спричиняє відомі промислові втрати продукції [8]. Перед використанням рулонного металу часто застосовують його випрямлення (правку) на роликівих правильних машинах. При правці матеріал піддається знакозмінному вигину (ЗВ). Така обробка дозволяє зменшити внутрішні напруження металу і надати йому необхідні площинні характеристики, що позитивно впливає на якість готової продукції [8]. В процесі правки відбувається зміна структури металу, зокрема кристалографічної текстури, відтак і його механічних характеристик, незважаючи на відносно малу пластичну деформацію розтягування і стиснення [9]. Зокрема, виникають і накопичуються неконтрольовані мікротріщини, мікропори, які виявляються вже при розтягненнях 3-10% [10]. Як було показано у роботах В. Н. Днепренка [11], В. В. Усовата Н. М. Шкатуляк [12], кожному компоненту текстури притаманна певна дислокаційна структура. Тому кристалографічна текстура також повинна впливати на розподіл мікроскопічних пошкоджень структури, що накопичуються при знакозмінному вигині. Однак цей вплив не досліджено. Проте вплив знакозмінного вигину (ЗВ) на анізотропію накопичення пошкоджень в листовому металі при одновісному розтягу не досліджено. Виникнення і накопичення мікроефектів не в прямий спосіб проявляється в зміні властивостей матеріалу, наприклад, модуля пружності, що

може бути використано для вимірювання накопичення пошкоджень в структурі металу [13].

Метал при зовнішньому впливі являє собою відкриту систему, яка активно обмінюється енергією і речовиною з навколишнім середовищем. При цьому в металі виникають фрактальні дисипативні структури. Ці фрактальні структури, безсумнівно, впливають на характер деформації і руйнування металу. Проте фрактальна природа деформації і руйнування досліджена недостатньо і є актуальним завданням фізики міцності і пластичності. Залишаються нез'ясованими питання, чиє однозначний зв'язок характеристик міцності та характеру руйнування з величиною фрактальної розмірності мікроструктури, як впливає переважна кристалографічна орієнтація на фрактальність структури. Не досліджено вплив розміру фрактальної тріщини та схильність металу до крихкого руйнування.

Ще одним важливим аспектом питань фізики міцності та пластичності є концепція пошкоджуваності. Ця концепція була запропонована ще в ранніх роботах Л. М. Качанова [14] і Ю. Н. Работнова [15] для контролю накопичення у металі ушкоджень до певного рівня, щоб запобігти передчасному його руйнуванню. Накопичення у металі ушкоджень характеризується певним параметром пошкоджуваності ω , що характеризує сукупність мікроструктурних змін у матеріалі, викликаних появою та накопиченням мікродфектів під час експлуатаційних навантажень. Але відсутність достатнього фізичного обґрунтування моделей (кінетичних рівнянь) породжує відому неоднозначність в експериментальних оцінках параметра пошкоджуваності ω , в залежності від способу його визначення для того самого зразка досліджуваного матеріалу [16].

Тому зв'язок параметра пошкоджуваності зі змінами структурного стану під дією зовнішніх впливів, а також зв'язок фізико-механічних властивостей з фрактальністю структури поки що можна отримати лише на основі відповідного кореляційного та регресійного аналізу.

Отже, експериментальне дослідження закономірностей формування кристалографічної текстури, її зв'язку з фрактальністю структури, аналіз

пошкоджуваності, зростання і поширення тріщин в матеріалах різної природи є актуальним як у фундаментальних, так і в прикладних аспектах. Результати таких досліджень можуть бути основою розробки методів прогнозування міцності і довговічності твердих тіл.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами і темами. Дисертація є частиною експериментальних і теоретичних досліджень процесів формування текстури і анізотропії фізико-механічних властивостей, які ведуться на кафедрі фізики Державної установи «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К. Д. Ушинського». Дисертація виконувалась, зокрема, в рамках наукової «Мультимасштабне моделювання процесу пластичної деформації текстурованих полікристалів» (Державний реєстраційний № 0114U000002).

При виконанні цієї науково-дослідної роботи автором досліджені закономірності формування кристалографічної текстури, мікроструктури і анізотропії фізико-механічних характеристик, фрактальної розмірності поверхонь руйнування та діаграм навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин, феромагнітних та аустенітних конструкційних сплавів заліза з вуглецем, титанового сплаву, деформованих прокаткою, знакозмінним вигином, а також розроблені фізико-математичні моделі, які дозволяють визначити параметр пошкоджуваності та його анізотропію, описувати зміни фізико-механічних властивостей та їх анізотропію, в залежності від виду та ступеня деформації, зв'язувати характер руйнування з фрактальною розмірністю поверхонь руйнування.

Метою роботи є дослідження впливу деформації певних типових сплавів заліза з вуглецем, що мають об'ємно центровані кубічні (ОЦК) та гранецентровані кубічні (ГЦК) ґрати, а також комерційного титану з гексагональними щільно упакованими (ГЦУ) ґратами, на їх кристалографічну текстуру, фрактальність структури, пошкоджуваність і встановлення фізико-математичних моделей зв'язку їх кількісних характеристик з характером руйнування.

Досягнення зазначеної мети зумовило необхідність вирішення таких **завдань**:

1. Встановити вплив деформації інтенсивної пластичної деформації (ПД) гвинтовою екструзією (ГЕ) на неоднорідність текстури сплаву заліза з вуглецем марки 10Г2з ОЦК граткою.

2. Встановити зв'язок текстури та параметра пошкоджуваності ω при випробуваннях на одновісний розтяг після знакозмінного вигину (ЗВ) сплаву заліза з вуглецем марки 08кп з ОЦК граткою.

3. Встановити зв'язок текстури та параметра пошкоджуваності ω при випробуваннях на одновісний розтяг після знакозмінного вигину (ЗВ) сплаву заліза з вуглецем марки 05Х18Н10з ГЦК граткою.

4. Встановити зв'язок текстури та параметра пошкоджуваності ω при випробуваннях на одновісний розтяг після знакозмінного вигину (ЗВ) комерційного титану з ГЦУ граткою ВТ1-0, що є основою багатьох титанових сплавів.

5. Встановити зв'язок фрактальної розмірності поверхонь руйнування з характером руйнування типових металу дротів арматурних канатів захисних оболонок енергоблоків АЕС.

6. Знайти зв'язок величин фрактальної розмірності поверхонь руйнування та відповідних діаграм навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин (УВ) з величиною ударної в'язкості та текстурою сплаву заліза з вуглецем Ст20К.

Об'єкт дослідження. Процеси формування кристалографічної текстури, мікроструктури, її фрактальності, анізотропії механічних характеристик та параметра пошкоджуваності при пластичній деформації у сплавах на основі заліза та титану.

Предмет дослідження. Зразки сплавів заліза з вуглецем марок 10Г2 після гвинтової екструзії, 08кп, 5Х18Н10Ю, а також комерційного титану після знакозмінного вигину; зразки сплаву заліза з вуглецем марки Ст20 з фрагменту судини тиску після закінчення періоду її планової експлуатації та ударних

випробувань по Шарпі, металеві дроти обірваних в процесі експлуатації арматурних канатів захисних оболонок енергоблоків АЕС.

Методи дослідження. Рентгенівський аналіз текстури кристалічних тіл, металографічний та фактографічний аналіз, методи механічних випробувань полікристалів, комп'ютерний фрактальний аналіз, комп'ютерне моделювання.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Уперше досліджено неоднорідність кристалографічної текстури сплаву заліза з вуглецем марки 10Г2 після гвинтової екструзії. Показано, що має місце градієнт текстури по перетину зразка після ГЕ. Встановлено, що вісь екструзії у зразку поступово обертається навколо напрямку $\langle 111 \rangle$ від напрямку $\langle 113 \rangle \langle 110 \rangle$. При цьому спостерігаються різні компоненти текстури зсуву типу $\{110\} \langle uvw \rangle$ у різних шарах зразка. У цьому разі, йдеться про те, що площини $\{110\}$ є площинами зсуву.

2. Уперше досліджено вплив малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω листів сплаву 08кп при подальших одновісних випробуваннях на розтяг. Показано, що має місце анізотропія механічних властивостей і параметра ω при одновісних випробуваннях на розтяг після ЗВ. Параметр ω має мінімальне значення після трьох циклів ЗВ. Встановлено, що параметр ω збільшується зі збільшенням інтенсивності «крихких» компонентів типу $\{001\}$ паралельних площині прокатки в текстурі після ЗВ. Параметр ω зменшується з ростом інтенсивності «в'язких» компонентів, таких як $\{110\}$, $\{112\}$, $\{111\}$, паралельних площині прокатки в текстурі після ЗВ.

3. Уперше досліджено вплив малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω листів сплаву 05Х18Н10 при подальших одновісних випробуваннях на розтяг. Встановлено, що під час ЗВ в листах формуються різні комбінації вихідної текстури прокатки, компонентів текстури зсуву $\{001\} \langle 110 \rangle$ і двійникових орієнтацій. Показано, що роль двійникування збільшується при збільшенні числа циклів ЗВ, що підтверджується металографічними даними. Спостерігається

анізотропія параметра ω і механічних властивостей як у вихідному листі, так і в листах після ЗВ. Анізотропія зменшується зі збільшенням числа циклів ЗВ і є мінімальною після 5 циклів ЗВ. Анізотропія обумовлена, здебільшого, текстурою, сформованою в сталевих листах, що підтверджується результатами кореляційного та регресійного аналізів.

4. Уперше досліджено вплив малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω листів гексагонального титану при подальших одновісних випробуваннях на розтяг. Оцінено величину параметра ω при розтягу під дією напруженості умовної межі плинності та границі міцності. Параметр ω збільшується при збільшенні числа циклів ЗВ. Анізотропія параметра ω і механічних властивостей обумовлена, насамперед, кристалографічною текстурою. Це підтверджено знайденими сильними кореляційними зв'язками та відповідними рівняннями регресії анізотропії параметра ω та механічних властивостей з кристалографічною текстурою.

5. Уперше за допомогою комплексних досліджень фрактальних розмірностей зламів, характеру пошкодження їх поверхонь, параметра пошкоджуваності ω , механічних властивостей встановлено ймовірні причини передчасних руйнувань дротів типових арматурних канатів захисних оболонок АЕС. Виявлено, що за нижчої пластичності металу дроту і меншої його пошкоджуваності реалізується крихке руйнування, якому відповідає більша фрактальна розмірність.

6. Уперше проведено зіставлення фрактальних розмірностей поверхонь руйнування зламів D_f та фрактальних розмірностей діаграм навантаження D_c за часом $P(t)$ при випробуваннях на ударний вигин (УВ) при $+50^\circ\text{C}$, -50°C і кімнатній температурі зразків Шарпі, вирізаних під різними кутами до НП зі сплаву Ст20, та текстури. Встановлено подібність закономірностей зміни відповідних фрактальних розмірностей D_f і D_c . Показано, що максимальні значення фрактальних розмірностей діаграм $P(t)$ і поверхонь руйнування (зламів) відповідає крихкому руйнуванню та мінімальній ударній в'язкості, а мінімальна

фрактальна розмірність відповідає в'язкому характеру руйнування та максимальній ударній в'язкості. Встановлено, що найбільші значення фрактальної розмірності, знайдені для зразків, вирізаних під кутом 45° до НП, є обумовленими впливом орієнтувань $\{001\}\langle 110 \rangle$, які є основним компонентом текстури металів і сплавів з ОЦК ґратками.

Практичне значення отриманих результатів дослідження:

1. Знайдені закономірності формування текстури та її неоднорідності після гвинтової екструзії можуть використовуватися для розробки нових технологій, які дозволяють створювати в листах оптимальну структуру, що спроможна поліпшити властивості матеріалу за багатьма параметрами.

2. Знайдені закономірності впливу знакозмінного вигину на текстуру та параметр пошкоджуваності при подальших випробуваннях на одновісний розтяг сплаву 08кп (якісна низьколегована конструкційна сталь) можуть бути використані для розробки технології поліпшення формозміни сплаву при обробці тиском, що є актуальним у автомобілебудуванні.

3. Результати дослідження впливу знакозмінного вигину на текстуру та анізотропію механічних властивостей і параметра пошкоджуваності сплаву 05X18H10 (типова нержавіюча сталь), застосовуваної в автомобільній, тракторній і консервної промисловостях, можуть бути використані для поліпшення технології виготовлення листової та рулонної нержавіючої сталі.

4. Результати дослідження впливу малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω листів комерційного титану при подальших одновісних випробуваннях на розтяг можуть бути використані для створення технології підвищення терміну експлуатації сплавів на основі титану.

5. Результати дослідження зв'язку фрактальної розмірності зламів дротів типових арматурних канатів захисних оболонок АЕС з параметрами пошкоджуваності та механічними властивостями можуть використовуватися для удосконалення методики дослідження тривалості безпечної експлуатації канатів захисних оболонок АЕС.

6. Результати зіставлення фрактальних розмірностей зламів D_f та фрактальних розмірностей D_c кривих навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин зразків зі сплаву Ст20 та зв'язку з текстурою можна використовувати для удосконалення методики визначення температури крихкості конструкційних матеріалів з урахуванням текстури.

Особистий внесок здобувача полягає в аналізі наукових праць за темою дисертації, підготовці зразків для дослідження їх фізичних властивостей, проведенні досліджень текстури, мікроструктури, участі в аналізі результатів. Здобувач брав активну участь в обговорюванні отриманих експериментальних даних, їх обробці, аналізі та в підготовці наукових праць до публікацій.

Усі результати, що складають основний зміст дисертації, отримано особисто автором, а саме:

1. Проведено рентгенівські та металографічні дослідження зразків досліджуваних матеріалів: сплаву 08кп, сплаву 05X18H10, титану ВТ1-0 після різного числа знакозмінного вигину, сплаву 10Г2 після гвинтової екструзії та подальшої прокатки.

2. Виконано математичну обробку результатів та встановлено основні закономірності формування текстури досліджених сплавів заліза та титану.

3. Проаналізовано результати механічних випробувань і визначено величини меж міцності, плинності та відносного подовження зразків.

4. Проведено визначення параметрів пошкоджуваності при випробуваннях на одновісний розтяг після знакозмінного вигину.

5. Встановлено значущі кореляційні зв'язки та знайдено відповідні рівняння регресії між параметрами текстури, механічними характеристиками та параметрами пошкоджуваності досліджуваних сплавів заліза та титану.

6. Визначено фрактальні розмірності зламів дротів типових арматурних канатів захисних оболонок АЕС та встановлено зв'язки фрактальної розмірності з крихким та в'язким характером руйнування дротів.

7. Визначено фрактальні розмірності та проведено зіставлення фрактальних розмірностей поверхонь руйнування зламів D_f та фрактальних

розмірностей D_c діаграм навантаження за часом $P(t)$ при випробуваннях на ударний вигин (УВ) при $+50^\circ\text{C}$, -50°C і кімнатній температурах зразків Шарпі, вирізаних під різними кутами до НП зі сплаву Ст20, та текстури.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи доповідалися і обговорювалися на таких конференціях: Міжнародній конференції «Topical Problems of Semiconductor Physics» (Truskavets, Ukraine, 2016);); Міжнародних наукових читаннях імені чл.-кор. АН СРСР І. А. Оди́нга «Механічні властивості сучасних конструкційних матеріалів» (Москва, Ін-т металургії імені А. А. Байкова РАН, 2016); Міжнародній конференції «Фізика, Електроніка, Електротехніка» (Суми, Україна, 2017);); Міжнародних наукових читаннях імені чл.-кор. АН СРСР І. А. Оди́нга «Механічні властивості сучасних конструкційних матеріалів» (Москва, Ін-т металургії імені А. А. Байкова РАН, 2018).

Обґрунтованість та достовірність одержаних результатів обумовлені використанням сучасних методів рентгенівського текстурного експерименту і методів визначення анізотропії властивостей, що вивчаються, використанням сучасних методів математичного моделювання фізичних процесів, порівнянням експериментальних даних з відповідними теоретичними й експериментальними даними, відомими з літератури, сучасною обробкою результатів, відповідністю висновків загальноприйнятим уявленням.

Публікації. Основні положення дисертаційної роботи опубліковано в 10 наукових працях. У тому числі в реферованих наукових міжнародних журналах опубліковано 5 статей, дві з яких надруковані у виданнях, які індексуються базою даних Scopus. Додатково результати дисертації висвітлені в 5 тезах і матеріалах міжнародних наукових конференцій.

Структура і обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, чотирьох розділів, висновків, списку використаних джерел зі 133 найменувань. Робота викладена на 149 сторінках і включає 53 рисунка і 11 таблиць.

РОЗДІЛ 1

ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, ФРАКТАЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ І ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ

1.1 Текстура та її опис

Кристалографічною текстурою називають переважну орієнтацію відповідних кристалографічних площин і напрямків в різних зернах полікристала щодо його зовнішніх площин і напрямків [17].

Текстура виникає внаслідок будь-якого зовнішнього впливу, наприклад, в процесі деформації, при кристалізації в умовах значного градієнта температур, в магнітному або електричному полі, при конденсації з пари на підкладку і т.д. Текстура є головною причиною анізотропії властивостей полікристалічного матеріалу. Наявність текстури, як вже згадувалося раніше, може як поліпшити, такі і погіршити характеристики конструкційного матеріалу. Але в інженерній практиці текстура рідко враховується [18].

Однокомпонентною називають таку текстуру, коли переважна більшість кристалів зорієнтована подібно. Багатокомпонентною є текстура, якщо існує кілька різних переважних орієнтацій кристалів у полікристалі.

Розсіюванням текстури називають розкид орієнтацій кристалів навколо певної орієнтації на деякий кут, що частіше зустрічається на практиці.

Класифікація текстур згідно симетрії просторового розподілу орієнтувань зерен [19].

Аксіальна текстура - (інші назви - необмежена, осьова) виникає, якщо певні кристалографічні напрямки $\langle uvw \rangle$ (вісь текстури) у всіх зернах встановлюються паралельно якому-небудь зовнішньому напрямку (осі орієнтування). Позначення текстури - $\langle uvw \rangle$, де $\langle uvw \rangle$ - індекси кристалографічного напрямку, орієнтованого вздовж напрямку сили. Чим більше кут, на який у частині

кристалітів напрямом $\langle uvw \rangle$ відхиляється від напрямку ідеальної осі текстури, тим більше ступінь розсіювання текстури.

Багатокомпонентна осьова текстура записується як $\langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots$.
Всі можливі варіанти розташування зерен у матеріалі з аксіальною текстурою можна уявити обертанням одного кристала навколо напрямку $\langle uvw \rangle$, встановленого вздовж осі орієнтування. Аксіальна текстура утворюється під впливом сил, що діють переважно в одному напрямку (волочіння, екструзія, стиснення, осадження з газового середовища, кристалізація та ін.). Аксіальну текстуру іноді називають текстурою волочиння.

Текстура конусного волокна (спіральна) характеризується тим, що напрямки $\langle uvw \rangle$ утворюють навколо осі орієнтування конус з кутом напіврозкриття φ . Такою текстурою володіють, наприклад, плівки металу, напиленого на трубчасті вироби. Якщо $\varphi = 0$, виходить аксіальна текстура, при $\varphi = 90^\circ$ - кільцева текстура.

Текстура прокатки (інша назва - обмежена) характеризується тим, що певні площини $\{hkl\}$ у всіх зернах паралельні одній зовнішній площині, а напрямки $\langle uvw \rangle$, що лежать в цих площинах, паралельні одному напрямку.

У таких текстурах зерна не мають жодного обертального ступеня свободи. Обмежена текстура утворюється в тому випадку, коли діяли сили на зразок в кількох напрямках. Типовим прикладом обмеженої текстури служить текстура, що виникає при прокатці. Текстура прокатки утворюється в результаті дії сил стиснення в напрямку, перпендикулярному площині прокатки, що позначається НН (напрямок нормалі до площини прокатки), і сил розтягування уздовж напрямку прокатки, що позначається НП. У разі текстури прокатки певні площині $\{hkl\}$ в зернах полікристала виявляються паралельними площині прокатки, а напрями $\langle uvw \rangle$ - паралельними НП. При сильній однокомпонентній текстурі прокатки кристаліти виявляються практично позбавленими ступенів свободи, і полікристалічний матеріал стає подібним відповідним чином орієнтованому блочному монокристалу.

Схеми розташування кристалітів в текстурованих матеріалах наведені на рис.1.1.

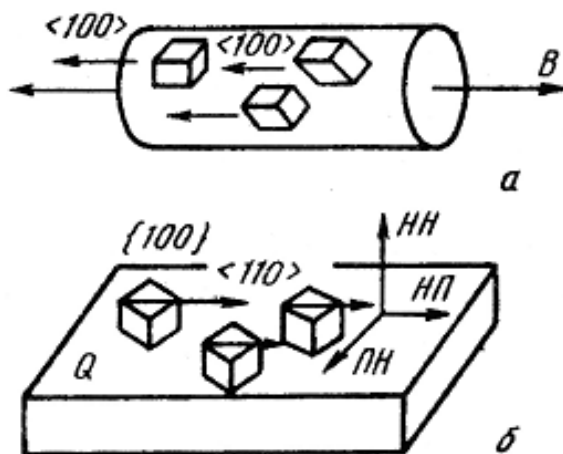


Рис.1.1.Ідеальна текстура в металах з кубічною ґраткою: а) – аксіальна текстура (текстура волочиння) $\langle 100 \rangle$; B - вісь волокна; б) – обмежена текстура (текстура прокатки) $\{100\} \langle 110 \rangle$; Q – площина листа; $НН$ – напрямок прокатки; $НН$ – нормаль до площині Q ; $ПН$ – нормаль до $НН$ і $НН$, лежить у площині Q .

Текстуру прокатки в загальній формі позначають символом $\{hkl\} \langle uvw \rangle$. Індекси $\{hkl\}$ і $\langle uvw \rangle$ пов'язані між собою умовою зональності (напрямок $НН$ лежить в площині прокатки), яка виражається як $hu + kv + lw = 0$.

Розсіяння текстури прокатки означає, що площини $\{hkl\}$ у частині зерен дещо відхилені від площини листа, а напрямки $\langle uvw \rangle$ - не строго паралельні $НН$.

Багатокомпонентна текстура характеризується наявністю кількох переважних орієнтувань. Позначення багатокомпонентної текстури:

$$\langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots$$

чи

$$\{h_1 k_1 l_1\} \langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \{h_2 k_2 l_2\} \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots$$

У реальному матеріалі неможливий суворий збіг одних і тих же площин і напрямків у всіх кристалах. Відхилення від ідеального орієнтування називається розсіянням текстури. Кут, на який напрямки і площини в окремих кристалітах відхиляються від ідеального орієнтування, позначається $\Delta\theta$.

Описання текстури засноване на визначенні орієнтування кристала в будь-якій системі координат. Вибір системи координат визначає спосіб описання текстури. У загальному випадку текстура полікристалічного агрегату описується чотирма координатами, три з яких визначають орієнтування, а четверта - ймовірність цього орієнтування. Однак найбільше поширення отримали тривимірні способи опису текстури (наприклад, прямі і обернені полюсні фігури), що пояснюється меншими методичними труднощами такого описання [18].

Текстури зсуву виникають при деформації чистим зсувом або крученням. Для опису текстури зсуву вказують площу зсуву (вісь кручення) $\{hkl\}$ і перпендикулярний напрямок зсуву $\langle uvw \rangle$ (рис. 1.2).

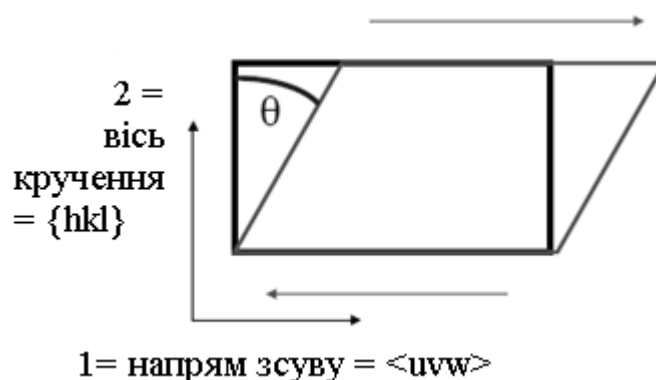


Рис. 1.2. До виникнення текстури зсуву

Опис орієнтації окремого кристала. Поняття орієнтації є одним з основних в аналізі текстури. Для того, щоб описати орієнтацію кристала, необхідно задати його координатну систему $K_{кр}$, пов'язану з певними напрямками в кристалі, і систему координат, пов'язану з полікристалічним зразком $K_{зр}$ (зовнішня система координат), осями якої є характерні напрямки в зразку. Як осі системи координат $K_{кр}$, зазвичай, вибирають напрямки, пов'язані з елементами симетрії вищого порядку для відповідної кристалічної структури. Для кубічних кристалів як осі координат x, y, z , зазвичай [17-19], використовують напрямки ребер куба, виражені через індекси Міллера [100], [010] [001]. За напрямки осей координат, наприклад, для листового зразка, отриманого прокаткою, осі X, Y, Z - це

напрямок прокатки (НП), поперечний напрямок (ПН) і напрямок нормалі (НН) до листа (рис. 1.3).

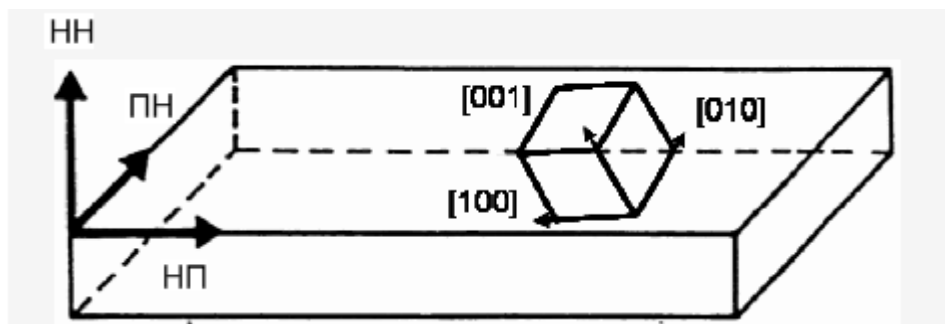


Рис. 1.3. Опис орієнтування окремого кристалу

Опис обертання координатних систем, а, отже, і описання орієнтації можна здійснити різними способами. Найбільшого поширення в текстурному аналізі отримали описи обертання за допомогою 1) матриць обертання, 2) завдання осі обертання і кута повороту навколо цієї осі, 3) індексів Міллера і 4) ейлерових кутів.

1) Опис орієнтації за допомогою матриць обертання. Матриця обертання має вигляд:

$$g = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \quad (1.1)$$

Якщо деякий вектор, який виходить з початку координат, то обертання переводить його у вектор:

$$\vec{x}' = g\vec{x} \quad (1.2)$$

У фіксованій ортогональній системі координат обертання задається формулою:

$$x'_i = \sum_{k=1}^3 g_{ik} x_k \quad (1.3)$$

де x_k - координати вектора; \vec{x} ; x'_i - координати вектора.

Матриця g_{ik} визначає це обертання. Зазвичай матриця позначається тією самою літерою, що і обертання. Дев'ять елементів g_{ik} матриці g визначаються тільки трьома незалежними параметрами. Зворотне обертання, яке переводить вектор \vec{x}' у вектор \vec{x} , описує транспонована матриця g , тобто така, в якій рядки є стовпцями матриці g . Якщо обертання g здійснене послідовними обертаннями g_1 і g_2 , то матриця g дорівнює добутку матриць g_1 і g_2 [20]:

$$g_2 \cdot g = g_1 \quad (1.4)$$

У такий спосіб, ортогональна матриця g дозволяє описати будь-яке обертання системи координат, а, отже, і орієнтацію однієї системи координат відносно іншої.

2) Опис орієнтації кутом і віссю повороту. Кожне обертання залишає незмінним один напрямок, а саме, вісь обертання. Тому наочне уявлення орієнтації можна отримати, якщо задати вісь обертання і кут повороту ω щодо цієї осі. Положення осі обертання задається в кристалі напрямком $[v_1, v_2, v_3]$, навколо якого відбувається обертання. Більш наочне положення осі обертання можна задати полярним кутом θ і азимутальним кутом ψ (рис. 1.4). У цьому випадку всі три кути θ , ψ і ω є незалежними параметрами обертання.

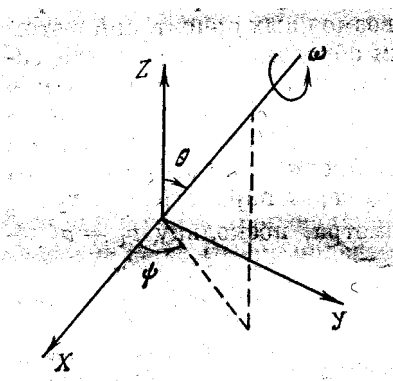


Рис. 1.4. Параметри θ , и ψ , що визначають вісь обертання і кут повороту ω навколо осі.

3) Опис орієнтації за допомогою індексів Міллера. В аналітичній геометрії одним із способів завдання площини є спосіб її завдання у відрізках

[20]. Для наочного опису площин кристалографії і нормалей застосовуються індекси Міллера [17-19]. Індекси Міллера площини вводяться як числа, рівні зворотним величинам відрізків, що відрізаються площиною на осях системи координат, пов'язаної з кристалом, виражені в одиницях періоду ґратки кристала (рис. 1.5). Для опису орієнтацій при аналізі текстури застосовуються індекси Міллера кристалографічної площини (hkl) , перпендикулярної напрямку Z системи координат зразка, наприклад, НН до площини листа, та індексами $[uvw]$ кристалографічного напрямку, який збігається з віссю X зовнішньої системи координат (з НП листа).

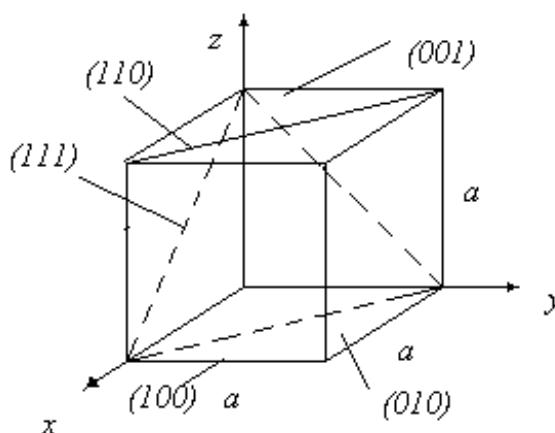


Рис.1.5.Індекси Міллера.

Таке завдання орієнтації називається ідеальним орієнтуванням або ідеальним положенням кристала в системі координат полікристала [17, 18]. Надання індексів $(hkl)[uvw]$, відповідно, визначає індекси поперечного напрямку листа. Еквівалентні в силу симетрії кристалічної ґратки орієнтації можна отримати довільною перестановкою і зміною знаків в індексах (hkl) . Вибір індексів $[uvw]$ при цьому обмежено умовою:

$$h \cdot u + k \cdot v + l \cdot w = 0. \quad (1.5)$$

Матрицю обертання g можна виразити через $(hkl)[uvw]$ в такий спосіб:

$$g = \begin{pmatrix} \frac{u}{R_1} & \frac{kw-lv}{R_1R_2} & \frac{h}{R_2} \\ \frac{v}{R_1} & \frac{lu-hw}{R_1R_2} & \frac{k}{R_2} \\ \frac{w}{R_1} & \frac{hv-ku}{R_1R_2} & \frac{l}{R_2} \end{pmatrix}, \quad (1.6)$$

$$\text{де } R_1 = \sqrt{(u^2 + v^2 + w^2)}, \quad R_2 = \sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}.$$

Індекси Міллера є цілочисельними, і будь-яка функція від орієнтації буде в такому разі функцією від шести цілочисельних параметрів h, k, l, u, v, w :

$$f(g) = F(h, k, l, u, v, w). \quad (1.7)$$

У цьому полягає основний недолік застосування індексів Міллера для опису безперервного розподілу кристалів за орієнтаціями. Для цієї мети зручніше застосовувати три незалежних параметра, наприклад, три кути Ейлера [18].

4) Опис орієнтації за допомогою кутів Ейлера. У текстурному аналізі найчастіше застосовують [19] ейлерове представлення орієнтацій. При цьому система координат кристала спочатку обертається навколо осі Z на кут φ_1 , потім навколо осі X у новому її положенні на кут Φ і, нарешті, знову навколо осі Z в її остаточному положенні на кут φ_2 (рис.1.6).

Кути φ_1 і φ_2 можуть на цім змінюватися від 0 до 2π . Водночас кут Φ (кут між початковим і новим положенням осі Z) змінюється в межах від 0 до π . Різним значенням φ_1, Φ і φ_2 , які змінюються у зазначених межах, відповідають різні обертання.

Винятками є випадки, коли $\Phi=0$ або $\Phi=\pi$. При $\Phi=0$ обертання являє собою поворот навколо осі Z на кут $\varphi_1 + \varphi_2$, а при $\Phi=\pi$ – на кут $\varphi_1 - \varphi_2$. Це означає, що на просторі кутів Ейлера не існує операції інверсії. Тому спостерігається певна неоднозначність в описі обертання, коли різним парам φ_1 і φ_2 може відповідати те саме обертання.

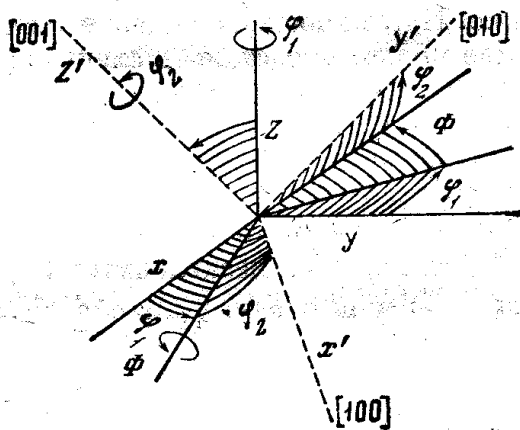


Рис. 1.6. Ейлерові кути φ_1 , Φ , φ_2 .

Матриця обертання $g(\varphi_1\Phi, \varphi_2)$ являє собою добуток матриць послідовних обертань на кути φ_1 , Φ , φ_2 :

$$g(\varphi_1\Phi, \varphi_2) = g(\varphi_1) \cdot g(\Phi) \cdot g(\varphi_2). \quad (1.8)$$

Матриці обертань $g(\varphi_1)$, $g(\Phi)$, $g(\varphi_2)$ мають вигляд:

$$g(\varphi_1) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad g(\Phi) = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \Phi & \sin \Phi \\ 0 & -\sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}, \quad g(\varphi_2) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}. \quad (1.9)$$

При послідовному виконанні обертань їхні матриці перемножуються [20]. Тому:

$$g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_2 \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & \cos \varphi_2 \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 \sin \Phi & -\sin \Phi \cos \varphi_1 & \cos \Phi \end{pmatrix}$$

Якщо в матриці (1.10) підставити $\pi - \varphi_2$ замість φ_2 і $\pi - \varphi_1$ замість φ_1 , то матриця (1.10) заміниться транспонованою матрицею. Оскільки матриця $g(\varphi_1\Phi, \varphi_2)$ ортогональна, обернена матриця $g^{-1}(\varphi_1\Phi, \varphi_2)$ співпадає з транспонованою матрицею $g^T(\varphi_1\Phi, \varphi_2)$. З цього витікає, що

$$g^{-1}(\varphi_1\Phi, \varphi_2) = g(\pi - \varphi_1\Phi, \pi - \varphi_2). \quad (1.11)$$

Ейлерові кути $\varphi_1\Phi, \varphi_2$ широко використовуються для описання орієнтувань при аналізі текстури [21]. В низці робіт застосовуються Ейлерові кути Φ, Ψ, θ , що пов'язані з $\varphi_1\Phi, \varphi_2$ простими співвідношеннями:

$$\Phi = \varphi_1 - \frac{\pi}{2}, \quad \Psi = \varphi_2 + \frac{\pi}{2}, \quad \theta = \Phi \quad (1.12)$$

Прямі і обернені полюсні фігури. У 1921 році Вефер запропонував описувати текстуру за допомогою полюсних фігур [17]. Прямою полюсною фігурою (ППФ) називають графічне зображення (стереографічну проекцію) функції густини розподілу P_{hkl} нормалей (полюсів) до визначеної кристалографічної площини (hkl) монокристала $K_{кр}$ у системі координат, зв'язаної з полікристалічним зразком $K_{зр}$. Отже, кожна точка ППФ являє собою густину ймовірності того, що виділений напрямок у монокристалі збігається з визначеними напрямками в зразку. Напрямок нормалі до площини (hkl) у системі координат зразка задається полярним кутом Φ і азимутальним γ ($\gamma = \varphi_1 - \pi$). У такий спосіб, функція розподілу P_{hkl} задається у вигляді $P_{hkl}(\Phi, \gamma)$ (рис. 1.7).

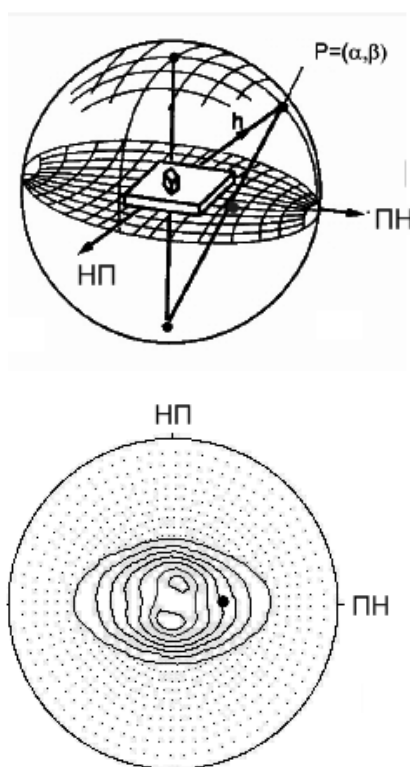


Рис. 1.7. Кутові параметри α , β , що визначають положення нормалі до площини (hkl)

Оберненою полюсною фігурою (ОПФ) називають графічне зображення (стереографічну проекцію) функції розподілу T певного напрямку в зразку щодо системи координат, пов'язаної з кристалом. Таким чином, кожна точка ОПФ є густиною ймовірності того, що виділений напрямок у зразку збігається з різними

напряжками в кристалі. Обернена полюсна фігура будується в області стандартного трикутника – трикутника, утвореного трьома головними напрямками на стандартній проекції кристала. Для кубічної сингонії це напрямки $[001]$, $[011]$ і $[111]$, для тетрагональної - $[001]$, $[100]$ і $[110]$ тощо. Близько різних полюсів на стандартному трикутнику проставляють відповідні їм значення Φ_{hkl} , визначені експериментально. Приклад ОПФ зразка сталі наведено на рис. 1.8.

Обернена полюсна фігура дає можливість кількісно визначити частки різних компонент текстури, а також оцінити їх розсіяння.

Одним із способів побудови ОПФ є визначення інтегральної інтенсивності відбивань при зйомці на дифрактометрі в звичайній геометрії з фокусуванням за Бреггом-Брентано (рис. 1.9) [22].

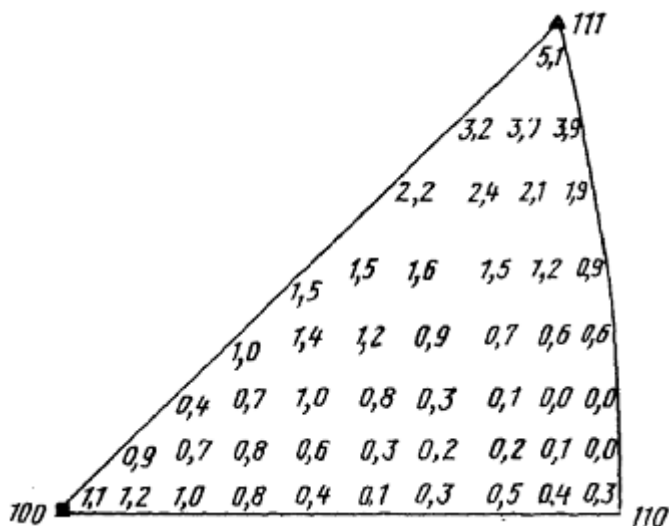


Рис. 1.8. ОПФ маловуглецевої сталі для глибокого витягання

В цьому випадку реєструється відбивання від площин, паралельних поверхні зразка. Для побудови ОПФ реєструють повну дифрактограму зразка у всьому діапазоні кутів. Зйомку проводять на жорсткому (Mo-K_α або Ag-K_α) випромінюванні, щоб отримати більше віддзеркалень різного типу і проаналізувати якомога більше полюсів на ОПФ. Зразки для зйомки вирізають так, щоб аналізований напрямок (наприклад, напрямок прокатки) співпадав з нормаллю до площини зразка.

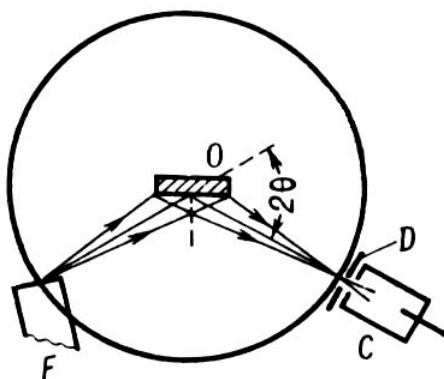


Рис. 1.9. Схема фокусування проміння в рентгенівському гоніометрі за Бреггом – Brentano для дослідження полікристалічних зразків; F – фокус рентгенівської трубки; O – плоский зразок; D – щілина лічильника; C – лічильник; 2θ – кут відбивання.

Інтегральна інтенсивність лінії HKL у відсутності текстури I_{HKL}^0 визначається низкою чинників і геометрією зйомки. В текстурованому зразку інтенсивність віддзеркалення I_{HKL}^T посилюється, якщо площини $\{hkl\}$ орієнтовані переважно паралельно поверхні зразка, і падає, якщо таке орієнтування в зразку відсутнє.

Інтегральна інтенсивність лінії HKL для текстурованого зразка

$$I_{HKL}^T = k_T P_{hkl} M_{hkl},$$

а для зразка без текстури

$$I_{HKL}^0 = k_0 P_0 M_{hkl}.$$

де k – коефіцієнти пропорційності, що визначаються множниками інтенсивності й умовами експерименту, P – полюсна густина (число нормалей до сукупності площин $\{hkl\}$ на одиницю площі сфери вузла оберненої ґратки), M_{hkl} – чинник повторюваності.

Можна вважати, що приведена полюсна густина пропорційна відношенню інтенсивності лінії HKL в текстурованому і безтекстурному зразках:

$$\frac{I_{HKL}^T}{I_{HKL}^0} = K \Phi_{hkl}, \quad (1.13)$$

де Φ_{hkl} – відносна полюсна густина, яка показує, у скільки разів імовірність для $\{hkl\}$ бути паралельній площині текстурованого зразка відрізняється від такої в безтекстурному ($\Phi_{hkl} \geq 0$).

Коефіцієнт K залежить від множників інтенсивності й умов експерименту і може бути розрахований з урахуванням всіх зареєстрованих віддзеркалень. Якщо $K = 1$, то відносна полюсна густина Φ_{hkl} прямо знаходиться з (1.13) і наноситься біля відповідного полюса ОПФ. Якщо припущення $K = 1$ некоректно, то для знаходження величини K підсумуємо (1.13) за всіма n зареєстрованими HKL , приймаючи $P_0 = 1$, і отримаємо

$$\sum_n \frac{I_{HKL}^T}{I_{HKL}^0} = K \sum_n \Phi_{hkl} = K \frac{\sum P_{hkl}}{P_0}$$

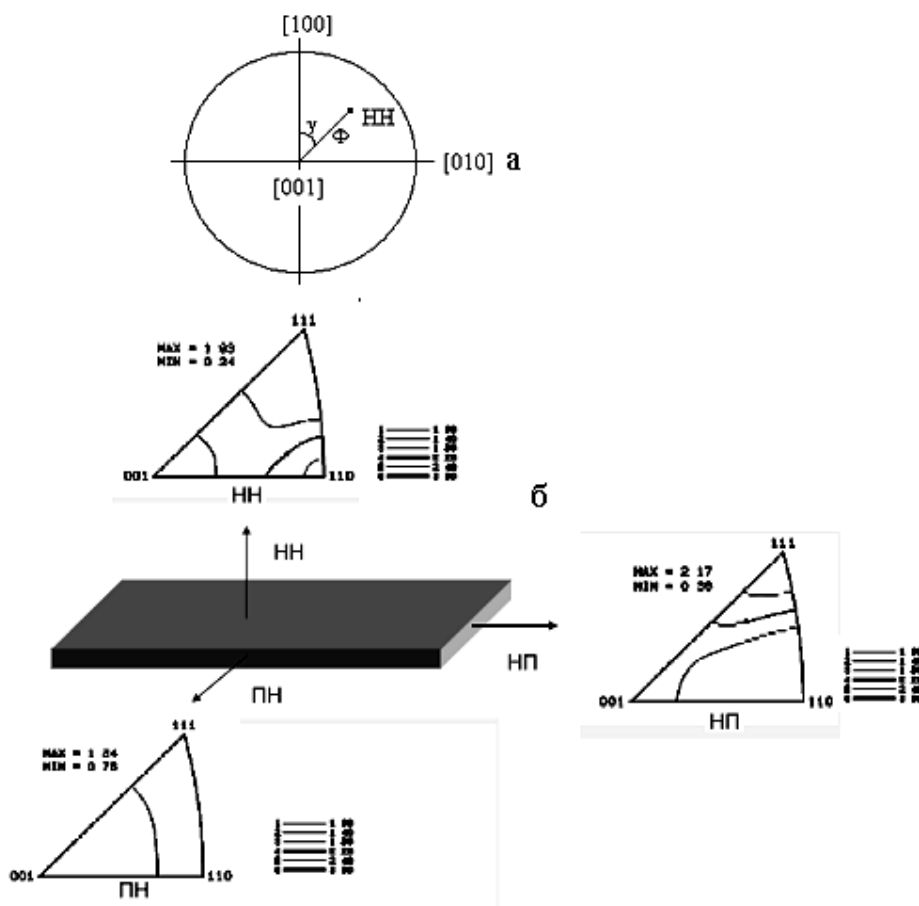


Рис. 1.10. Обернені полюсні фігури

Виділений напрямок у зразку в системі координат кристала задається за допомогою полярного кута Φ і азимутного γ ($\gamma = \phi_1 - \pi$). Отже, функція розподілу

T задається у вигляді $T(\Phi, \gamma)$ (рис. 1.10, а). Для листового полікристалічного зразка розрізняють T (НН) (обернена полюсна фігура напрямку нормалі до листа), T (НП) (обернена полюсна фігура напрямку прокатки) і T (ПН) (обернена полюсна фігура поперечного напрямку) (рис. 1.10, б).

Спочатку полюсні фігури визначалися за допомогою рентгенівського фотометоду [17]. З появою рентгенівського дифрактометра зросли можливості отримувати кількісні полюсні фігури [18, 19]. Проте аналіз полюсних фігур, як і раніше, зводився до визначення кількох ідеальних орієнтувань (не більше 10) [18, 19].

Тривимірна текстурна функція. Необхідність кількісного визначення анізотропії властивостей полікристалічних матеріалів, виходячи з їх текстури, призвела до розробки аналізу текстури за допомогою тривимірної текстурної функції або, іншими словами, тривимірної функції розподілу орієнтацій (ФРО) кристалів, дані про яку містяться в полюсних фігурах в неявній формі.

Вперше текстурну функцію ввів радянський учений Віглінін в 1960 році [23]. За Віглініним, позначимо через dv сукупність об'ємів всіх частин зразка з орієнтацією g (точка з координатами $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ в ейлеревому просторі орієнтацій) в межах елемента орієнтацій dg . Через V позначимо загальний об'єм зразка. Тоді функція розподілу орієнтацій (текстурна функція за Віглініним) буде визначена як

$$\frac{dv}{V} = f(g)dg \quad (1.14)$$

де $f(g)$ – ФРО - функція визначена в просторі орієнтацій ейлеревих кутів, де кожній точці ставиться у відповідність імовірність присутності в зразку об'єму dv кристалів з орієнтацією, яка лежить в межах орієнтацій $g + dg$. Отже, $f(g)$ цілком і однозначно описує текстуру матеріалу. Функція $f(g)$ нормована так, що [21]

$$\int f(g) = \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} d\varphi_1 \int_0^{\pi} d\Phi \int_0^{2\pi} d\varphi_2 f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \sin \Phi = 1 \quad (1.15)$$

Функція $f(g)$ є функцією від трьох змінних. Наочне графічне зображення такої функції наведено на рис. 1.11, а. Зазвичай, ФРО зображають у вигляді

плоских перетинів, тобто функцій від двох змінних при постійному значенні третьої змінної (рис. 1.11, б).

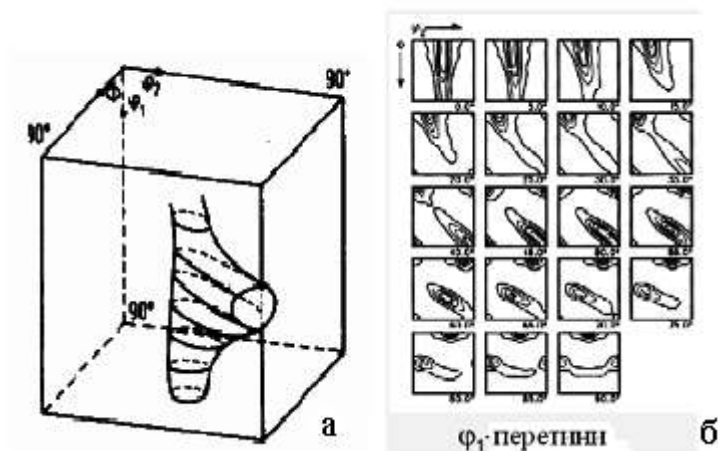


Рис. 1.11. Тривимірна ФРО

Альтернативний метод розрахунку ФРО не в ейлеревому просторі, але в просторі ідеальних орієнтацій [24]. Зйомка прямих полюсних фігур є більш трудомісткою у порівнянні зі зйомкою обернених полюсних фігур (ОПФ). Тому у [24] розрахунок ФРО проводиться з двох ОПФ. Використовуються ОПФ НН та ОПФ НП. В іншому варіанті запропоновано використання ОПФ НП та ОПФ ПН, якщо досліджуваний матеріал має велику товщину. Після розрахунку ФРО є набором певних ідеальних орієнтацій з відповідною статистичною вагою.

Нижче представлено обґрунтування методу. Пропонується задавати орієнтацію зразка за допомогою нормалей до двох взаємно перпендикулярних його площин (\bar{n}_1) та (\bar{n}_2) (тобто НН та НП або НП та ПН). Позначимо ФРО у такий спосіб $F(\bar{n}_1 \cdot \bar{n}_2)$. Тоді величини ФРО в певних місцях простору (\bar{n}_1, \bar{n}_2) знаходяться з експериментальних ОПФ, а саме, полюсна густина у даній точці у ОПФ дорівнює густині ймовірності того, що даний напрямок у кристалографічній системі координат збігатиметься з певним напрямком у системі координат зразка.

Для того, щоб орієнтації не враховувалися неодноразово, потрібно нормування ОПФ. На одній ОПФ нормування здійснюється по всій сфері проєкцій. На іншій ОПФ потрібно нормування тільки по колу, що здійснює

нормаль (\bar{n}_2) . При такому нормуванні ФРО, що являє собою густину ймовірності існування, сумісні події, тобто орієнтації (\bar{n}_1, \bar{n}_2) дорівнюють добутку вищезазначених нормованих величин полюсної густини в певних місцях, що мають сферичні координати (α_1, β_1) та (α_2, β_2) :

$$F(g) = F(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2) = \frac{P_{\bar{n}_1(\alpha_1, \beta_1)} \cdot P_{\bar{n}_1(\alpha_2, \beta_2)}}{2\pi \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} P_{\bar{n}_1(\alpha_1, \beta_1)} \sin \alpha_1 d\alpha_1 d\beta_1 \int_0^{2\pi} P_{\bar{n}_1(\alpha_2, \beta_2)} d\beta_2} \quad (1.16)$$

Величини $(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2)$ зв'язані між собою таким співвідношенням

$$(\bar{n}_1 \cdot \bar{n}_2) = const. \quad (1.17)$$

У чисельнику співвідношення (1.16) як раз і є добутки для таких нормалей, що підкоряються рівності (1.17).

Як зазначено вище, розрахунок ФРО відбувається у просторі ідеальних орієнтацій, що описуються індексами Міллера $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, [18, 19]:

$$\begin{pmatrix} \frac{u}{R_1} & \frac{v}{R_1} & \frac{w}{R_1} \\ \frac{kw-lu}{R_1 R_2} & \frac{lu-hv}{R_1 R_2} & \frac{hv-ku}{R_1 R_2} \\ \frac{h}{R_2} & \frac{k}{R_2} & \frac{l}{R_2} \end{pmatrix}, \quad (1.18)$$

де $R_1 = \sqrt{(u^2 + v^2 + w^2)}$; $R_2 = \sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}$.

Для зручності будемо позначати ОПФ НН та ОПФ НП таким чином:

$$P_{\bar{n}_1} = P_{hkl}^{НН}; P_{\bar{n}_2} = P_{uvw}^{НП} \quad (1.19)$$

Співвідношення (1.17) при таких позначеннях має вигляд

$$hu + kv + lw = 0, \quad (1.20)$$

Вираз (1.16) можна представити як

$$F(hkl)[uvw] = \frac{P_{hkl}^{НН} \cdot P_{uvw}^{НП}}{\sum_i (P_{hkl}^{НН}) \sum_j (P_{uvw}^{НП})} \quad (1.21)$$

У чисельнику (1.21) знаходяться добутки величин полюсної густини ОПФ (НН) та ОПФ (НП), що задовольняють умові (1.20). У знаменнику підсумовування в дужках проводиться за тими j значеннями полюсної густини ОПФ (НП), значення (uvw) яких на колі проєкцій пов'язані з i -тим (hkl) на ОПФ (НН) співвідношенням (1.20). Підсумовування по i здійснюється за всіма значеннями P_{hkl}^{HH} на півсфері.

1.2 Пластична деформація і текстура

Як згадувалося у вступі, текстура утворюється під будь-яким зовнішнім впливом. В цій роботі досліджується, в основному, вплив на металеві матеріали різних видів пластичної деформації, зокрема прокатки, гвинтової екструзії, вигину. Розглянемо основні типи текстури, що утворюються при вищезазначених видах пластичної деформації.

Основні компоненти текстури в металах і сплавах з ОЦК ґраткою.

Текстуру прокатки в ОЦК металах і сплавах досліджували неодноразово різні дослідники.

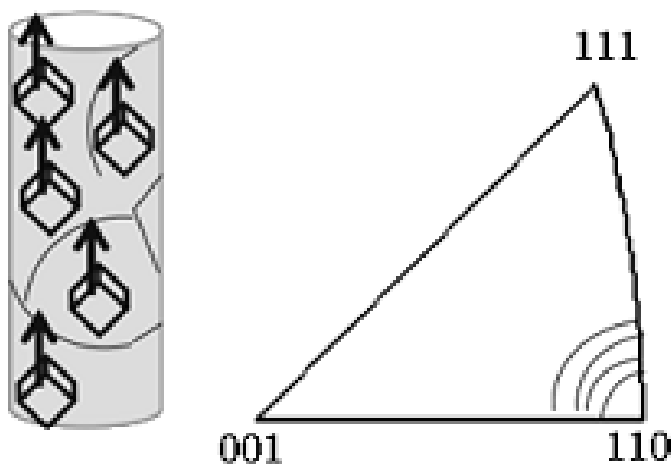


Рис. 1.12. Аксіальна текстура після одновісної деформації ОЦК металів і сплавів

Одновісна деформація ОЦК металів і сплавів призводить до простої текстури $\langle 110 \rangle$ дроту після холодного волочіння [25] (рис. 1.12). Загалом, додаткові складові формуються, великі або навіть незначні (вивчені метали та

сплави включають Fe, Mo, Nb, Ta, V, W, Fe-4.6% Si і β -латунь). Ніяких змін при утворенні твердого розчину [25].

Текстури прокатки ОЦК металів і сплавів. Було показано, що важливим компонентам текстури прокатки ОЦК металів і сплавів відповідають орієнтації наступних трьох волокон [26] (рис. 1.13):

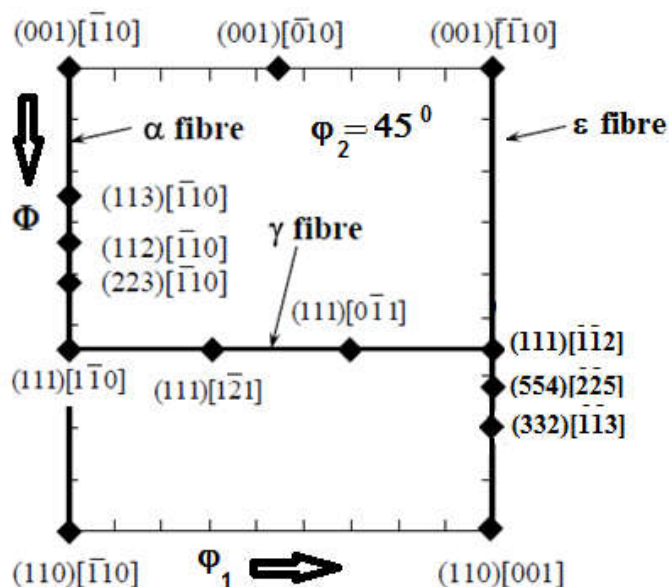


Рис. 1.13. Переріз $\varphi_2 = 45^\circ$ ФРО. Вказані ідеальні орієнтування для відповідних кутів Ейлера [26]

(1) α : вісь волокна $\langle 110 \rangle$ паралельна НП, включаючи основні компоненти $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$, і $\{111\} \langle 110 \rangle$; кути $\varphi_1 = 0$, кут $\Phi = 0^\circ - 90^\circ$; (2) γ -волокно: вісь волокна $\langle 111 \rangle$ паралельна ND, включаючи основні компоненти $\{111\} \langle 110 \rangle$ і $\{111\} \langle 112 \rangle$; кут $\Phi = 55^\circ$ і кут $\varphi_1 = 0^\circ - 90^\circ$; (3) ϵ : вісь волокна $\langle 110 \rangle$ паралельна TD, включаючи основні компоненти $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{554\} \langle 225 \rangle$ і $\{011\} \langle 100 \rangle$; кут $\varphi_1 = 55^\circ$ і кут $\Phi = 0^\circ - 90^\circ$.

Серед вищезазначених компонентів текстури ОЦК металів і сплавів найбільш небезпечним компонентом для розвитку тріщин нормального відриву та схильності до шарувато-крихкого руйнування є $\{001\} \langle 110 \rangle$ [27-29]. Кристалографічні площини $\{001\}$ є основними площинами крихкого відколу (площинами розшарування) в ОЦК металах і сплавах [30]. Тому, якщо зовнішні сили діють паралельно площинам $\{001\}$, то руйнування може відбуватися вздовж цих площин. З іншого боку, текстура Госса $\{110\} \langle 100 \rangle$ у трансформаторній

сталі забезпечує найменші втрати на перемагнічування в сердечниках трансформаторів [26, 30].

Текстури зсуву ОЦК металів і сплавів. Основними компонентами текстури зсуву ОЦК металів і сплавів є $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{011\}\langle 111\rangle$, $\{011\}\langle 100\rangle$ [31].

Текстури ГЦК металів і сплавів. У ГЦК металах одновісна деформація (наприклад, волочіння дроту) створює подвійну аксіальну текстуру: $\langle 111\rangle + \langle 100\rangle$, паралельно дроту (рис. 1.14) [31].

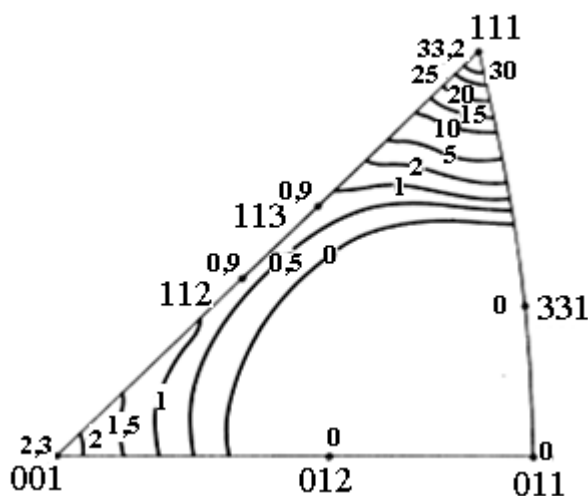


Рис. 1.14. ОПФ після волочіння дроту з електролітичної міді [31]

Текстури прокатки ГЦК металів і сплавів. На характер ковзання в ГЦК металах і сплавах, зокрема, сильно впливає енергія дефектів упакування (ЕДУ) [32], яка пов'язана з частковими дислокаціями, що виникають при дисоціації цілих дислокацій. Ця енергія (ЕДУ), у свою чергу, сильно впливає на текстуру дроту та листів [33].

Загалом, в ГЦК металах і сплавах визначають два типи текстур прокатки, а саме: текстура типу міді або металу, а також текстуру латуні або сплаву. Ці текстури названі на честь металу та сплаву, в якому вони спостерігалися вперше. В цілому, текстура типу міді складається з орієнтації $\{112\}\langle 111\rangle$, компоненту S $\{123\}\langle 634\rangle$ та типу латуні $\{110\}\langle 112\rangle$ плюс деякі інші незначні компоненти.

Текстура типу латуні характеризується ідеальною орієнтацією $\{110\} \langle 112 \rangle$, $\{123\} \langle 634 \rangle$ плюс другорядний компонент $\{110\} \langle 001 \rangle$ (так звана текстура Госса).

Текстура прокатки матеріалів з високою і середньою ЕДУ характеризується текстурою типу міді, тоді як матеріали з низьким рівнем ЕДУ мають текстуру латунного типу. Результати кількох кількісних досліджень текстур показують, що текстури більшості ГЦК металів (крім срібла) мають мідний тип, а сплави зі срібла та більшості ГЦК мають латунний тип [31].

Основні ідеальні компоненти текстури прокатки ГЦК металів і сплавів показано на рис. 1.15.

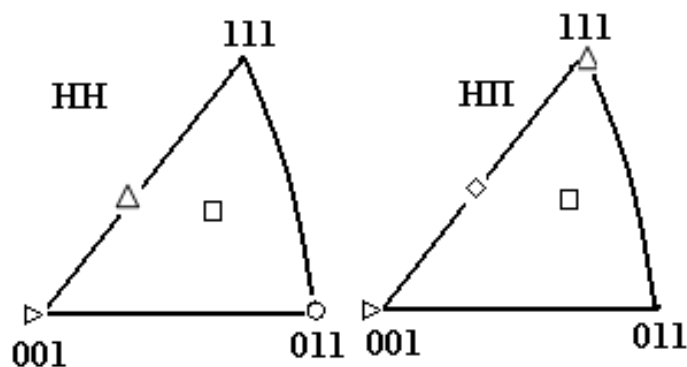


Рис. 1.15. Ідеальні орієнтації текстур прокатки ГЦК металів і сплавів на ОПФ НН та ОПФ НП: \blacktriangleright тип міді $\{112\} \langle 111 \rangle$; тип латуні $\{011\} \langle 211 \rangle$; S компонент $\{123\} \langle 634 \rangle$; кубічний компонент $\{001\} \langle 100 \rangle$; компонент Госса $\{011\} \langle 100 \rangle$

Дослідження за допомогою ФРО показали [31], що у всьому діапазоні деформації мідна текстура має суцільну трубку (волокно) з високою орієнтаційною щільністю між орієнтацією $\{110\} \langle 112 \rangle$ і близькою до $\{112\} \langle 111 \rangle$. Фактично трубка закінчується в орієнтації $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ 8 \rangle$, яка відрізняється всього на 8° від $\{112\} \langle 111 \rangle$. Ця кінцева орієнтація була передбачена І. Л. Ділломоре зі співавторами [34]. Збільшення деформації не змінює основну форму розподілу кристалітів, а служить для її підсилення.

Представлення текстури ГЦК металів і сплавів за допомогою основних волокон (трубок) текстури у просторі орієнтацій кутів Ейлера показано на рис. 1.16 [35, 36].

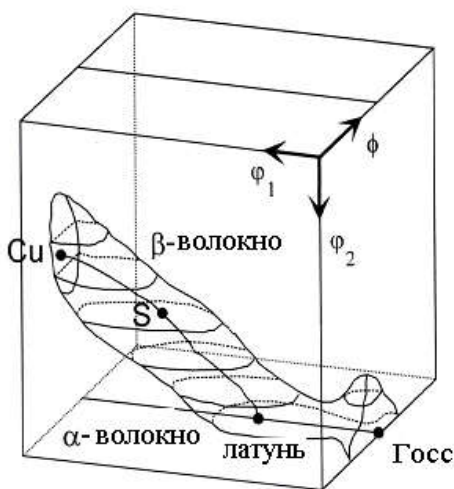


Рис. 1.16. Основні волокна текстури ГЦК металів і сплавів: α -волокно проходить латунь-Госс; β -волокно: мідь-S-латунь

Наявність текстури в ГЦК металах і сплавах може спричинити виробничі втрати. Наприклад, при штампуванні чашки з листового матеріалу без текстури так звані «вуха» («фестони») не виникають (рис. 1.17,а). Якщо ж у листі є гостра текстура куба $\{001\}\langle 100\rangle$, то при штампуванні виникають «вуха» («фестони») (рис. 1.17, б) [31]. Їх потрібно зрізати, що викликає небажані втрати матеріалу.

Отже, у залежності від потреби, слід обирати чи створювати відповідні технології виготовлення металевого прокату, які б підсилювали або навпаки послаблювали текстуру.

Текстури зсуву ГЦК металів і сплавів. Основними компонентами текстури зсуву ГЦК металів і сплавів є $\{111\}\langle uvw\rangle\dots\langle 110\rangle$; $\{hkl\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{001\}\langle 110\rangle$ [36, 37]. Як видно, текстури зсуву ГЦК металів і сплавів співпадають з компонентами текстури прокатки ОЦК-металів і сплавів і навпаки.

Текстури деформації ГЦУ полікристалів. При одновісній деформації (наприклад, волочіння) виникає аксіальна текстура типу $\langle 10\bar{1}0\rangle //$ осі дроту. При

одновісному стисканні виникає аксіальна текстура типу $\langle 0001 \rangle //$ осі пресування [38, 39].

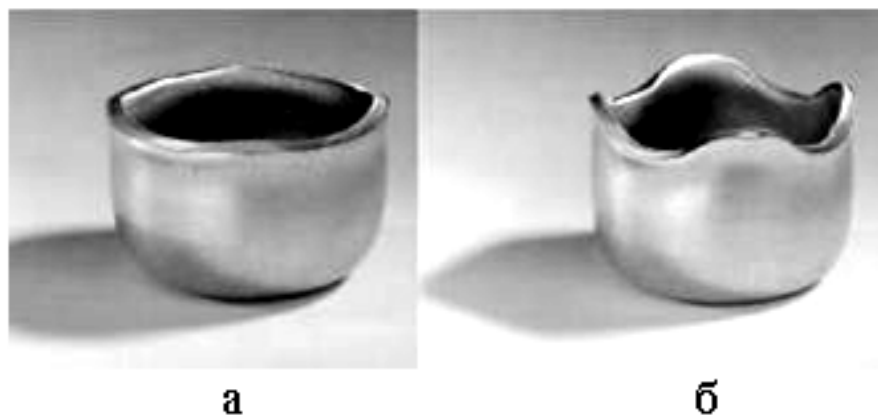


Рис. 1.17. Алюмінієва чашка (а) без вух, (б) з вухами

Текстури прокатки холоднокатаних гексагональних металів і сплавів можуть бути класифіковані на три групи відповідно до їх c/a , а саме матеріали з c/a відношенням більше, приблизно рівним, і менше ідеального значення 1,633. В цих позначеннях a та c є параметрами кристалічної ґратки вздовж відповідних осей гексагональної призми (рис. 1.18).

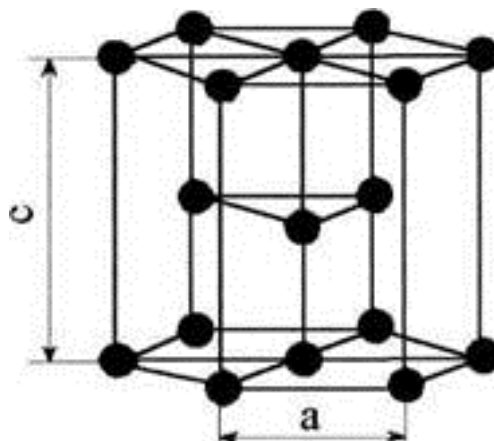


Рис. 1.18 Гексагональна щільно упакована ґратка

Схематичні полюсні фігури $\{0002\}$ і $\{10\bar{1}0\}$ для листових текстур холодної прокатки з різними категоріями c/a показані на рис. 1.19 [37].

У металах і сплавах, що володіють c/a менше, ніж 1,633, таких як Zr (1,589) і Ti (1,587) текстури деформації характеризуються, як правило, відхиленням

базисних полюсів $\{0001\}$ на $\pm 20\text{-}40^\circ$ від НН в сторону ПН. Напрямки $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ збігаються з НП, а напрямки $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ збігаються з ПН (рис. 1.23, а). За текстури цього типу з розсіюванням базисних полюсів в значній мірі відносно ковзання по призматичних площинах [38, 39]. Поєднання призматичного і базисного ковзання в Ti (1,587) і Zr (1,589) призводить до текстури з базисними полюсами, відхиленими на $\pm (20 \dots 40^\circ)$ від нормального напрямку до поперечного напрямку (рис. 1.23, а).

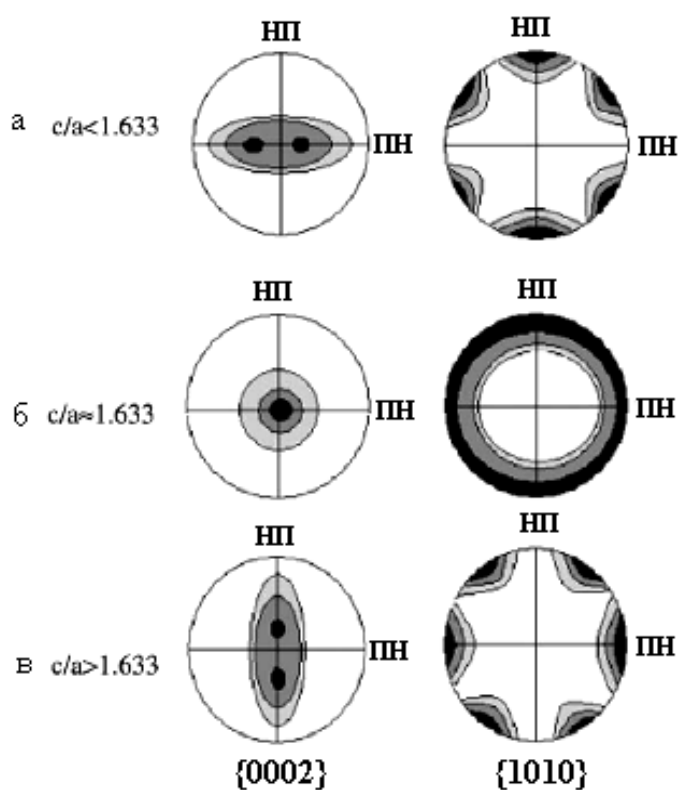


Рис. 1.19. Текстури прокатки в ГЩУ металах з $c/a < 1,633$ (а), $c/a \approx 1,633$ (б); $c/a > 1,633$ (в) [38].

Метали і сплави з $c/a \approx 1,633$, такі як Mg і його сплави, мають тенденцію до утворення базисних волокнистих (аксіальних або осьових) текстур (рис. 1.23, б) під час прокатки. Походження таких текстур може бути пояснено в рамках базисного ковзання $\{0001\}\langle 10\bar{2}0 \rangle$, а також шляхом двійникування $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ [39]. При цьому в Mg, що має відношення c/a , близьке до

ідеального значення, первинним і явно домінуючим є базисне ковзання. У Co практично єдиним варіантом ковзання є базисне ковзання.

Метали і сплави з c/a співвідношенням більше ідеального, таких як Zn (1,856) і Cd (1,885), зазвичай, виявляють текстури деформації з базисними полюсами, відхиленими на $\pm 15 \dots 25^\circ$ від НН до НП. Напрямки $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ збігаються з НП, а напрямки $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ збігаються з ПН (рис. 1.23, в). Такі текстури виникають за рахунок комбінації базисного ковзання і двійникування. Як зазначалося вище, двійники в ГЦУ матеріалах можуть бути класифіковані на дві групи в залежності від критичного значення $c/a = \sqrt{3} \approx 1,732$ [40]. Нижче або вище цього значення двійники утворюються при стисненні або розтягуванні, відповідно. Обидва метала Zn і Cd потрапляють в одну ту ж групу, для обох ставлення c/a вище 1,732.

При деформації титана зсувом текстура волокон НП // $\langle 1010 \rangle$ зменшується, тоді як базисна текстура $\{0001\}\langle 1010 \rangle$ збільшується і формується сильна часткова текстура НП // $\langle 2110 \rangle$ з максимальною інтенсивністю при $(011\bar{3})[21\bar{1}0]$. Зміну текстури холодної прокатки зі збільшенням деформації зсуву можна пояснити зменшенням активації призматичного ковзання і посиленою активацією базисного і пірамідального ковзання в порівнянні з їх дією в умовах плоскої деформації [41, 42].

Практично важливим для металів з ГЦУ граткою є так зване текстурне зміцнення. Текстурним зміцненням називається збільшення міцності полікристалічного матеріалу в певному напрямку за рахунок створення переважної орієнтації кристалів або текстури. Наприклад, при виготовленні сферичних ємностей з титану для зберігання енергоносіїв під високим тиском текстура базисного центрального типу забезпечить максимальну міцність в напрямку радіусу сферичної посудини [4, 43].

Більше текстурне зміцнення може бути досягнуто в гексагональних матеріалах внаслідок того, що вони мають менше число систем ковзання, ніж кубічні метали і сплави при кімнатній температурі. Хоча найбільш сприятливі

площини ковзання варіюються від металу до металу, в залежності від c/a , напрямки легкого ковзання завжди типу $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ і, отже, створення будь-яких компонентів нормального напруження вздовж осі c при кімнатній температурі неможливо (або дуже важко).

1.3 Деформація, пошкоджуваність та її визначення

При пластичній деформації металевого матеріалу завжди виникають різного роду ушкодження. Накопичення пошкоджень відбувається випадково. Було б логічним підрахувати рівень накопичення пошкоджень, тобто рівень пошкоджуваності, використовуючи статистичні методи. Проте механізми виникнення пошкоджень та умови їх розвитку є відомими лише у загальних рисах [14, 15]. Накопичення пошкоджень можна виявити прямими методами, наприклад, за допомогою спостережень у електронному мікроскопі. Це потребує ретельної підготовки зразків для дослідження, численних спостережень тощо, отже це є дуже трудомістким. Тому більш привабливим є використання непрямих методів визначення пошкоджуваності за зміною структурно-чутливих властивостей при пластичній деформації.

В найпростішому варіанті пошкоджуваність описують деяким скаляром, структурним параметром $1 \geq \psi \geq 0$ [14]. У початковому неушкодженому стані $\psi = 1$ або параметром пошкоджуваності Ю. Н. Работнова $0 \leq \omega \leq 1$. У початковому стані при відсутності пошкоджень $\psi = 1$, (тому його можна назвати «суцільність»), а пошкоджуваність $\omega = 0$; з плином часу функція ψ убуває, параметр ω зростає. Отже, Ю.Н. Работнов [15, 44] ввів функцію $\omega > 0$, що дорівнює нулю в початковому стані і одиниці в момент руйнування, яку можна прийняти за міру окрихчення. Функцію ω природно назвати пошкоджуваність. Можна вважати, що $\psi = 1 - \omega$.

Величина ω може бути інтерпретована як відносна площа поперечного перерізу, зайнята тріщинами, мікропорами, мікродефектами. Передбачається, що швидкість зміни параметра ω залежить від напруження та від ω . Таке припущення дозволяє вважати ω за один зі структурних параметрів. Найпростіша

гіпотеза полягає в тому, що ω є ступеневою функцією відношення $\sigma/(1-\omega)$. Це відношення може бути витлумачено як середнє напруження на площі поперечного перерізу, вільної від тріщин [15, 44].

Отже, згідно з класичною теорією Качанова – Работнова, поточний стан внутрішнього пошкодження зразка може бути представлено за допомогою єдиного скалярного параметра (параметра пошкоджуваності) ω , який являє собою монотонно зростаючу функцію часу $0 \leq \omega \leq 1$.

Параметр пошкоджуваності інтерпретується як відносне скорочення внаслідок розподілених всередині зразка мікрodefektів ефективної площі поперечного перерізу, що несе навантаження. Деградація матеріалу пояснюється як поступове зменшення ефективної площі, яка реально несе розтягувальне навантаження і визначає опірність зразка розтягуванню.

Отже, площа, що несе навантаження, виявляється рівною не поточній площі поперечного перерізу S_0 , а деякому меншому значенню S . Тоді для параметра ω має місце наступне просте співвідношення:

$$\omega = (S_0 - S)/S_0 \quad (1.22)$$

Позначимо через S_ω площу, зайняту мікропустотами та мікротріщинами, тобто

$$S_\omega = S_0 - S \quad (1.23)$$

Тоді для параметра пошкоджуваності отримаємо

$$\omega = S_\omega/S_0 \quad (1.24)$$

Отже, ω являє собою скоректовану площу мікрodefektів, що приходить на одиницю перетину елементарного об'єму площиною, перпендикулярною до нормалі \bar{n} (щільність дефектів у площині з нормаллю \bar{n}): $\omega = 0$ – неушкоджений стан; $\omega = 1$ – повне руйнування. Оскільки ω є функцією \bar{n} , то існує внутрішня тензорна змінна (2-го або 4-го рангу), що описує анізотропний процес розвитку пошкодження в матеріалі. Ця математична трактовка ω відповідає мікроскопічній природі пошкоджуваності, яка має анізотропний характер, навіть у тих випадках, коли матеріал спочатку є ізотропним. Отже, механічні

характеристики в міру розвитку пошкоджень становляться анізотропними і це необхідно враховувати уведенням тензорів анізотропної пошкоджуваності [45].

Визначений у такий спосіб параметр пошкоджуваності являє собою чисто геометричну характеристику поточного стану пошкодження, і його зміна визначається властивостями матеріалу і історією зовнішнього навантаження. Крім того, така інтерпретація ω дозволяє його оцінювати непрямыми методами за зміною структурно-чутливих властивостей, наприклад, за зміною модуля пружності за результатами тестів на одновісний розтяг.

Вищезазначені ідеї були розширені далі в рамках термодинаміки незворотних процесів для опису складного напруженого стану [46]. Основою цих моделей пошкоджуваності є заміна звичайної напруженості на ефективні технічні. При цьому розвинуто три основні моделі, основані на використанні еквівалентної деформації [47], еквівалентної додаткової енергії [48] та еквівалентної пружної енергії [49].

Згідно з гіпотезою еквівалентної деформації ε_{ef} , остання виражається через ефективне напруження σ_{ef} , модуль пружності E та пошкоджуваність ω за співвідношенням

$$\varepsilon_{ef} = \frac{\sigma_{ef}}{E} = \frac{\sigma}{E(1-\omega)} \quad (1.25)$$

Тоді ω може бути визначена через модуль Юнга

$$\omega = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (1.26)$$

де E_0 і E модулі пружності непошкодженого та пошкодженого матеріалу, відповідно.

Якщо використовувати модель еквівалентної пружної енергії, то можна визначити ω як тензор четвертого рангу [50]. Проте для одновісного розтягу не рівний нулю буде лише один компонент тензора ω

$$\omega = 1 - \sqrt{\frac{E}{E_0}} \quad (1.27)$$

Для одновісного розтягу пошкоджуваність може бути отримано зі змін пружних характеристик, з огляду на представницький елемент об'єму ортотропної симетрії (рис. 1.20).

Найбільш складна анізотропія, яка може бути представлена, є ортотропною. Ще Качанов (1987) шляхом мікромеханічного аналізу показав, що навіть при високій щільності взаємодіючих тріщин, ефективні пружні властивості залишалися ортотропними з хорошою точністю [51]. Тому оцінка пошкодження по (1.27) є кращою за порівняння з (1.26) при аналізі анізотропії пошкодження листового матеріалу.

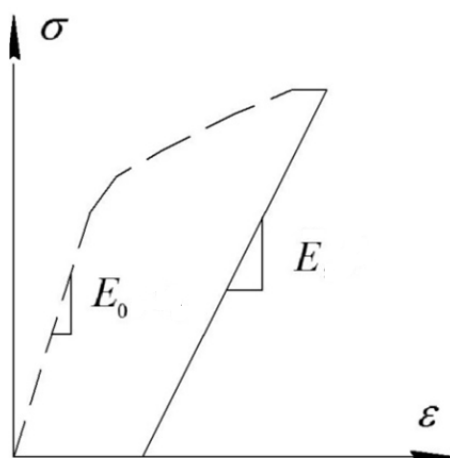


Рис. 1.20 Зміна модуля пружності при одновісному розтягу

Було показано [52, 53], що модель Леметра, яка заснована на використанні еквівалентної деформації [54], дає більш високі значення ω в порівнянні з моделями [55] та [56], які засновані на енергетичному підході і дають дуже схожі чисельні значення.

1.4 Фрактальність структури та характер руйнування

Донедавна геометричні моделі різних природних конструкцій традиційно будувалися на основі порівняно простих геометричних фігур: прямих, багатокутників, кіл, багатогранників, сфер. Цей класичний набір є цілком достатнім для опису елементарних структур. Але водночас він є мало застосованим для характеристики таких складних об'єктів, як твердо тільні конденсовані системи, пористі матеріали, обрис берегових ліній материків і інші.

В останні 15-20 років для опису таких об'єктів все частіше використовують нові геометричні фрактальні поняття.

Назва «фрактал» походить від латинського Fractus, що означає дробовий, ламаний. Вперше з поняттям фрактала зіткнулися при вимірюванні довжини берегової лінії. Здавалося б, її довжина L не залежить від вибору масштабу виміру ℓ . Однак проведені вимірювання показали, що в дійсності виконується співвідношення [57],

$$L \propto \ell^{1-D}, \quad (1.28)$$

де D - так звана фрактальна розмірність (розмірність Хаусдорфа-Безиковича (ХБР) [57]), яка не збігається з топологічною розмірністю d , загалом, не є цілою чисельною величиною, причому $D > d$ [57] (наприклад, для берегової лінії Англії $D \approx 1,3$, а для Норвегії $D \approx 1,5$). Це вказує на те, що берегова лінія є безліччю, що займає проміжне положення між звичайною лінією ($d = 1$) і поверхнею ($d = 2$), причому величина $1 < D < 2$ тим більше, ніж більш порізаним є берег. Розмірність Хаусдорфа – Безиковича (ХБР) може бути визначена за співвідношенням

$$D = \lim_{\ell \rightarrow 0} \frac{\ln N(\ell)}{\ln \frac{1}{\ell}}, \quad (1.29)$$

де ℓ – як і раніше є масштаб виміру.

Прикладами фракталів у природі можуть служити хмари, сніжинки, обриси гірських вершин.

Тверdotільні наносистеми є також фрактальними. Вони утворюються з атомів або молекул, а також з частинок розміром 2-8 нм або кластерів. Такі об'єкти являють собою новий тип структурного стану речовини, багато фізичних властивості яких значно відрізняються від класичних щільних конденсованих об'єктів [58]. Так, при переході речовини у нанорозмірний стан знижується температура фазових переходів, в тому числі температура плавлення. При цьому спостерігаються аномально високі значення коефіцієнтів дифузії, зниження теплопровідності, більш висока електропровідність кераміки, більш високий опір

металів, зростання коерцитивної сили, зниження модулів пружності; підвищення межі текучості, твердості, в'язкості руйнування, зносостійкості; прояв надпластичності при високих температурах [59].

Аналіз накопичених результатів показує, що в такій конденсованій системі важливу роль має не тільки розмір зерна, а й структурний стан границь зерен [60]. Структура і стан границь розділу значною мірою залежать від способів зовнішніх впливів при утворенні таких конденсованих систем. Сьогодні основними способами їх створення є інтенсивна пластична деформація, впорядкування твердих розчинів і сильно нестехіометричних з'єднань, кристалізація аморфних сплавів, осадження на підкладку з парів, плазми або розчинів [58]. Зазвичай, при пластичній деформації у металі формуються дисипативні структури, які мають фрактальну природу [61].

Тріщини у металевих полікристалах найчастіше виникають на межах зерен. Тому структура границь зерен у металевих полікристалах значно впливає на механічні властивості [62]. Відомо, що крихкість металевих матеріалів часто супроводжується міжзеренним руйнуванням [63]. Для запобігання міжзеренного руйнування потрібно зміцнювати границі зерен шляхом збільшення їх звивистості [64].

Було показано, що існує тісний кореляційний зв'язок фрактальної розмірності границь зерен з механічними властивостями посудин зі сталі [65].

Відомо, що на руйнування сталей впливають такі її характеристики як кристалографічна текстура, макро- і мікроструктура, ферито-перлітна смужчатість, частка структурних складових тощо [27 - 29]. Експериментальні дослідження впливу вищезазначених структурних характеристик на закономірності пружно-пластичного деформування проводяться за допомогою фізичних методів досліджень (зокрема рентгенографічного та фактографічного аналізу). При цьому є перспективним застосування фрактального аналізу при дослідженні поверхонь руйнування [66, 67].

Застосування фрактального підходу до опису руйнування і зламів досі є дискусійним. Так, наприклад, в монографії [66] прямо вказується на існування

зв'язку фрактальної розмірності (ФР) і структури зони передруйнування з інваріантним комплексом механічних властивостей. В роботі [68] встановлено залежність ФР рельєфу поверхні від числа циклів малоциклової утомленості (МЦУ) для трьох зразків нержавіючої сталі Х18Н10Т. Показано, що ФР зростає зі збільшенням числа циклів до руйнування. В роботі [69] знайдено аналітичні залежності, що зв'язують ФР з комплексом стандартних характеристик сталі марок 30ХН4М і 28Х3СНМВФА при випробуваннях на розтяг. В [70] і ряді інших більш ранніх досліджень, великий огляд яких також представлений у [70], показано, що пластичні сплави демонструють зменшення фрактальної розмірності зі збільшенням в'язкості, в той час як крихкі сплави проявляють протилежну поведінку. У роботі [65] було показано, що конфігурація тріщини є фракталом, і крихке руйнування також фрактально. Використовуючи фрактальну модель крихкої тріщини, було оцінено її критичні розміри. У роботі [71] було показано, що зі зменшенням довговічності експлуатації трубопроводу зі сталі 17Г1С-У збільшується величина ФР зламів після випробування на МЦУ.

Проте не всі дослідження з використанням ударної в'язкості узгоджуються. Так, в роботі [72] автору не вдалося знайти зв'язок між ФР і характером руйнування зразків сталей 16Г2АФ, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА і 15Х2МФА після ударних випробувань по Менаже і Шарпі, відповідно. В роботі [73] ставиться під сумнів, що тріщина є самоподібним об'єктом в разі в'язкого руйнування. За результатами роботи [73], ніякого зв'язку не існує між фрактальною розмірністю і ударною в'язкістю. Автори [74-77] вказують, що поверхні руйнування виявляють, по суті, постійне значення характеристик.

Отже, у науковій літературі є певні протиріччя щодо зв'язку фрактальної розмірності з фізико-механічними властивостями полікристалічних матеріалів. Тому вивчення фрактальності структури та характеру руйнування не є закінченим і потребує подальших досліджень.

Сьогодні розроблено велику кількість геометричних і фізичних методів вимірювання фрактальної розмірності (ФР). Ці методи можна розділити на прямі

і непрямі [78]. Вважається, що фрактографічні (металографічні) дослідження є найбільш прямими методами визначення фрактальної розмірності статистично самоподібних профілів і поверхонь природних об'єктів. Серед них найбільшого поширення набули три методи: метод островів зрізу (МОЗ); Фур'є-аналіз профілів (ФАП) і метод вертикальних перетинів (МВП) [66]. На думку авторів [66], МВП найбільш простий і не вносить спотворень в об'єкт досліджень, на відміну, наприклад, від МОЗ, що вимагає полірування, яке призводить до незворотних і не завжди контрольованих змін поверхні. При цьому ФР визначають за алгоритмом Річардсона як тангенс кута нахилу $\ln(L) = f(\ln \ell)$, де L і ℓ - довжина профілю і крок вимірювання, відповідно [57, 72].

Альтернативним прямим методом визначення ФР двовимірних зображень (мікрофотографій) поверхні руйнування може бути так званий метод покриття комірками («box-counting method») [78]. Цей метод, як і МВП, не вносить спотворень в об'єкт досліджень. У цьому разі проводять фрактальний аналіз плоских меж фрагментів поверхні руйнування. Широке застосування цього методу обумовлено тим, що він може бути застосований до будь-якої плоскої конфігурації [79]. Для математичної фрактальної кривої ФР збігається з розмірністю (ХБР). Проте аналітичний розрахунок ФР досить трудомісткий і можливий тільки за деяких умов. Показано, що фрактальна розмірність, знайдена за допомогою «box-counting method», в разі динамічних систем має те саме значення, що і розмірність Хаусдофа – Безиковича [80].

Слід зазначити, що розрізняють автомодельні і самоафінні фрактали [81]. Безліч L є статистично автомодельним, якщо воно є об'єднанням N окремих підмножин, кожне з яких отримано з L перетворенням подібності з коефіцієнтом r ($0 < r < 1$) і володіє в точності тими самими статистичними властивостями, що і $r(L)$ (наприклад, берегова лінія) [81]. У багатьох фізичних процесах зустрічаються несамоподібні безлічі. Наприклад, в разі броунівської частинки її координата і час є різними фізичними величинами, і просторовий, і тимчасовий масштаби матимуть різні коефіцієнти подібності. Такі безлічі називаються самоафінними. Самоподібні безлічі інваріантні (статистично для реальних матеріалів, точно для

математичних моделей) при ізотропному масштабуванні, а саме, коли $x, y, z \rightarrow \lambda x, \lambda y, \lambda z$. Самоафінні безлічі інваріантні відносно анізотропного масштабування, а саме, якщо $x, y, z \rightarrow \lambda x, \lambda y$, то $x \rightarrow \lambda^H x$. В останньому випадку коефіцієнт H , значення якого завжди лежить в діапазоні від 0 до 1, є показником експоненти. Іноді H називають показником подібності, показником жорсткості поверхні або показником Херста [57, 72, 79 - 81]. Так як більшість реальних поверхонь по-різному масштабуються в площині руйнування та у вертикальному напрямку, то вони є самоафінними, а не самоподібними. На великих відстанях самоафінний фрактал буде виглядати гладким і його глобальна ФР, D_g , буде збігатися з евклідовою розмірністю (наприклад, для поверхонь $D_g \sim 2$). Отже, для самоафінного фрактала ФР D може бути визначена тільки локально [81].

Висновки до розділу 1

1. Кристалографічною текстурою називають переважну орієнтацію відповідних кристалографічних площин і напрямків в різних зернах полікристала щодо його зовнішніх площин і напрямків.

2. Аксіальна (осьова або волокниста, або необмежена) текстура виникає, коли у певний кристалографічний напрямок $\langle uvw \rangle$ у всіх зернах встановлюється паралельно єдиному зовнішньому напрямку дії напруження. Одновісна деформація ОЦК металів і сплавів призводить до простої текстури $\langle 110 \rangle$ // дроту після холодного волочіння. У ГЦК металах одновісна деформація (наприклад, волочіння дроту) створює подвійну аксіальну текстуру: $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$, паралельно дроту. У ГЦУ металах і сплавах при волочінні формується аксіальна текстура типу $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ // осі дроту. При одновісному пресуванні – $\langle 0001 \rangle$ // осі пресування.

3. Текстура прокатки (інша назва - обмежена) характеризується тим, що певні площини $\{hkl\}$ у всіх зернах паралельні одній зовнішньої площині, а напрямки $\langle uvw \rangle$, що лежать в цих площинах, паралельні одному напрямку, позначення $\{hkl\} \langle uvw \rangle$.

4. Компоненті текстури прокатки ОЦК металів і сплавів $\{001\} \langle 110 \rangle$; $\{112\} \langle 110 \rangle$; $\{111\} \langle 110 \rangle$; $\{111\} \langle 112 \rangle$; $\{554\} \langle 225 \rangle$ і $\{011\} \langle 100 \rangle$.

5. Компоненті текстури прокатки ГЦК металів і сплавів в залежності від енергії дефектів упакування $\{112\} \langle 111 \rangle$ (тип міді); $\{123\} \langle 634 \rangle$ (компонент S); $\{110\} \langle 112 \rangle + \{110\} \langle 001 \rangle$ (тип латуні).

6. При прокатці ГЦУ металів і сплавів тип текстури залежить від величини відношення c/a . Якщо $c/a < 1,633$, (Ti, Zr) текстура характеризується, зазвичай, відхиленням базисних полюсів $\{0001\}$ на $\pm 20-40^\circ$ від НН в бік ПН. Напрямки $\langle 10 \bar{1} 0 \rangle$ співпадають з НП, а напрямки $\langle 11 \bar{2} 0 \rangle$ збігаються з ПН. Якщо $c/a \approx 1,633$, (Mg і його сплави), то утворюється базисна волокниста (аксіальна або осьова) текстура. Якщо $c/a > 1,633$ (Zn, Cd), то формуються текстури деформації з базисними полюсами, відхиленими на $\pm 15 \dots 25^\circ$ від НН до НП. Напрямки $\langle 11 \bar{2} 0 \rangle$ збігаються з НП, а напрямки $\langle 10 \bar{1} 0 \rangle$ збігаються з ПН.

7. Накопичення пошкоджень при деформації характеризується параметром пошкоджуваності ω ($0 \leq \omega \leq 1$). При відсутності пошкоджень $\omega = 0$, при повному руйнуванні $\omega = 1$. Величину ω можна інтерпретувати як відносну площу поперечного перерізу, зайняту тріщинами, мікропорами, мікродефектами, що дає нагоду визначення ω непрямыми методами, наприклад, за зміною модуля пружності при одноісному розтягу.

8. Визначення ω ґрунтується на трьох основних моделях: використанні еквівалентної деформації, еквівалентної додаткової енергії та еквівалентної пружної енергії. Найбільш близькими до експериментальних даних виявились моделі, які засновані на енергетичному підході.

9. Фрактальні структури виникають у відкритих системах, які активно обмінюються енергією з довкіллям (пластична деформація, руйнування, впорядкування твердих розчинів тощо).

10. Фракталом називається самоподібна безліч, яка володіє скейлінговою інваріантністю типу $f(R) \propto R^D$ (тобто повторює саму себе на інших масштабах

розгляду), має дробову розмірність D , що перевищує розмірність топологічного простору d .

11. Застосування фрактального підходу до опису руйнування та зламів досі є дискусійним. Мають місце певні протиріччя щодо зв'язку фрактальної розмірності з фізико-механічними властивостями полікристалічних матеріалів. Тому вивчення фрактальності структури та характеру руйнування не є закінченим і потребує подальших досліджень.

12. Для визначення фрактальної розмірності плоских меж фрагментів руйнування чи будь-якої плоскої конфігурації найбільш широко застосовують метод покриття комірками («box-counting method»). Даний метод не вносить спотворень в об'єкт досліджень.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Матеріали та їх підготовка для дослідження

Матеріалами для дослідження послуговували: сплави заліза з вуглецем 10Г2, 08кп, 05Х19Н10, Ст20; комерційний титан марки ВТ1-0; дроти зі сплаву заліза з вуглецем марки 85 обірваних в процесі експлуатації арматурних канатів захисних оболонок енергоблоків АЕС.

Сплав заліза з вуглецем 10Г2. Сплав мав такий хімічний склад С – 0,14 %; Mn – 1,66 %; S – 0,035 %; P – 0,035 %, Ni – 0,30 %, Cr – 0,30 %, Cu – 0,30 %.

Циліндричний зразок для досліджень був отриманий за допомогою технології ПД гвинтовою екструзією. Циліндричну відливку поміщали у матрицю з гвинтовим каналом (з параметрами $\beta_{\max} = 60^\circ$, $h = 50$ мм), перетин якого ортогональний осі пресування, постійний уздовж цієї осі. Кут нахилу γ гвинтової лінії до осі пресування змінюється по висоті h матриці, причому на її початковій і кінцевій ділянках він дорівнює нулю [5] (рис. 2.1).

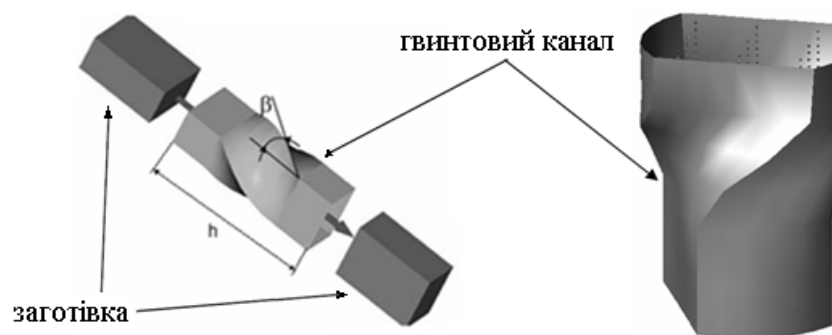


Рис. 2.1. Схема обробки гвинтовою екструзією

Детальний опис установки наведено в монографії [5]. Обробку проводили при таких параметрах:

- температура нагріву контейнера і матриці 673 К;
- швидкість деформування 3 мм/с;
- швидкість деформації $0,2 \div 1$ (s^{-1});
- тиск ГЕ 200 МПа;

- розмір заготовки: перетин 18×28 мм, довжина 100 мм.

Було проведено 2 проходу ГЕ сплаву 10Г2.

Середня відносна істинна деформація за один прохід ГЕ склала $\sim 1,2$. Було проведено 2 проходу ГЕ, так що загальна середня деформація після 2 проходів ГЕ склала 2,4.

Із заготовки після ГЕ було вирізано диск перпендикулярно осі екструзії завтовшки 3 мм. Після цього диск був поділений на полоси вздовж його діаметра для вивчення неоднорідності текстури. (рис.2.2).

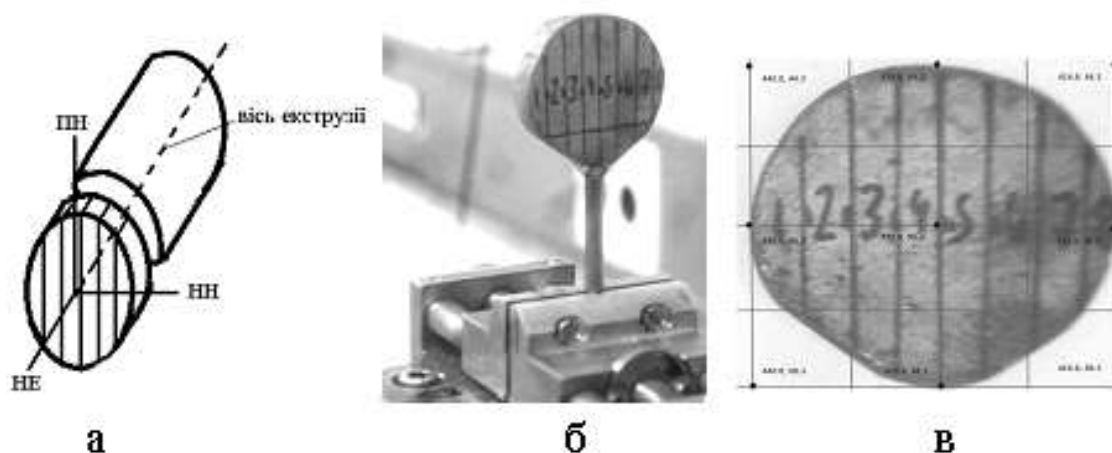


Рис. 2.2. Схема розмітки (а) та зразок б – підготовлений для вивчення неоднорідності текстури після ГЕ. НЕ - напрямок екструзії (вісь екструзії); НН – напрямок нормалі, а ПН - поперечний напрямок; в – планування розміщення вибірки близько 100 позицій дослідження

Сплав заліза з вуглецем 08кп. Матеріалом для дослідження послужили смуги сплаву заліза з вуглецем марки 08кп завтовшки 1 мм в умовах поставки після рекристалізаційного відпалу. Хімічний склад сплаву: 0,06 С%; 0,6% Мп; 0,025% S; 0,025% Р, решта Fe у мас.% (типова високоякісна сталь). Смуги сплаву розміром 100×100 мм піддавали знакозмінному вигину у напрямку прокатки (НП) на ролику діаметром 50 мм. Швидкість руху металу при вигині склала ~ 150 мм/с, що відповідає швидкості деформації $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. З вихідних смуг і зі смуг після вигину на 0,5; 1; 3 і 5 циклів вирізали по три партії зразків для механічних випробувань у НП, ДН і ПН, а також зразки для дослідження текстури.

Сплав заліза з вуглецем марки X18H10. Матеріалом для дослідження послужив сплав заліза з вуглецем марки X18P10 завтовшки 1 мм після прокатки і наступного відпалу при температурі 600°C протягом 1 години. Хімічний склад сплаву: 0,06 % C – 18,2 % Cr – 9,8% Ni – 1,54% Mn – 0,04% P – 0,012% S – 0,1 % N, решта Fe (типова нержавіюча сталь). Машинну правку листів моделювали за допомогою знакозмінного вигину на спеціально виготовленому верстаті. Діаметр ролика для вигину склав 50 мм. З вихідного листа і з листів після вигину на $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, 1, 3 і 5 циклів вирізали по три партії зразків для механічних випробувань в напрямку прокатки (НП), діагональному напрямку (ДН) - під кутом 45° до НП і поперечному напрямку (ПН), а також зразки для дослідження текстури.

Комерційний титан марки VT1-0. Матеріалом для дослідження служили смуги сплаву α -титану (0,15% - Fe; 0,06% - C; 0,05% - N; 0,12% - O; 0,013% - H, решта Ti) в стані поставки після відпалу при температурі 840°C. Вихідні листи розпускали на карти, розміром 100 × 100 мм, які піддавали ЗВ на ролик діаметром 50 мм в напрямку прокатки (НП). Швидкість руху металу при вигині склала ~ 150 мм / с. З вихідного листа та листів після вигину на 0,25; 0,5; 1; 3 і 5 циклів вирізали по три партії зразків для механічних випробувань в напрямку прокатки, діагональному напрямку (ДН) - під кутом 45° до НП і поперечному напрямку (ПН), а також зразки для дослідження текстури.

Сплав заліза з вуглецем марки Ст20К. Матеріалом для досліджень послужив фрагмент судини тиску діаметром 2,2 м (яка вичерпала проектний ресурс) зі сплаву заліза з вуглецем марки 20. Хімічний склад сплаву: вуглець 0.19 % C – 0,27 % Si – 0,45 % Mn – 0,2 % Cu – 0,23 % Ni – 0,23 Cr – 0,05 % As – 0,05 % S – 0,035%P – решта Fe (низьковуглецева якісна конструкційна сталь).

Металеві дроти зі сплаву заліза з вуглецем марки 85 арматурних захисних канатів АЕС. Матеріалом для дослідженні послужили фрагменти зруйнованих канатних дротів після різних термінів експлуатації. Досліджували два фрагмента дротів \varnothing ~5 мм з арматурних канатів (АК) умовно 1 і 2 довжиною 500 – 550 мм. Термін експлуатації АК1 – 15 років. Термін експлуатації АК2 – 5 років. Досліджували три частини дротів кожного канату, що були вирізані з

різних ділянок: неушкоджену (серединну) частину та 2 частини, що примикають до місць обриву АК зліва та справа. Такий вибір ділянок для досліджень був зроблений, щоб дослідити, як впливає обрив дроту на ушкодження, структуру та властивості ділянок дротів близьких до місця обриву.

2.2. Дослідження хімічного складу, текстури, мікроструктури та її фрактальної розмірності

Хімічний склад. Хімічний склад досліджуваних матеріалів був визначений за допомогою рентгенівського флуоресцентного спектрометра CEP-01 «ElvaxLight» та аналізатора вуглецю ГОУ-1.

Текстура. Кристалографічну текстуру металу досліджували рентгенівським методом на відбиття з побудовою ОПФ з нормуванням за Моррісом [82, 83].

Для дослідження неоднорідності текстури після гвинтової екструзії сплаву марки 10Г2 застосували метод на проходження за допомогою синхротронного випромінювання в лабораторії HASYLAB DESY (Гамбург, Німеччина). Схема зйомки показана на рис. 2.3.

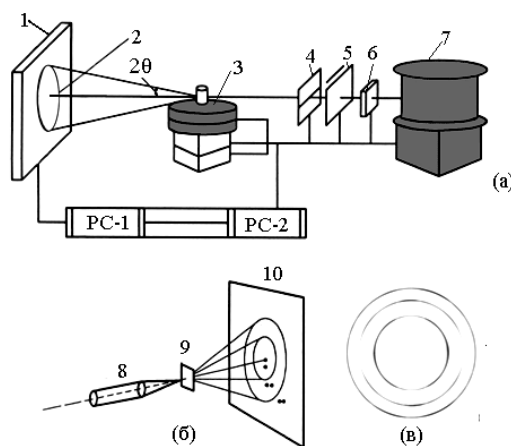


Рис. 2.3. (а) Схема каналу пучка синхротронного випромінювання при вивченні текстури, (б) схема вимірювання дифракційних картин і (в) дифракційна картина зразка. На схемі (а): (1) 2D детектор; (2) стопор пучка; (3) зразок; (4), (5) вертикальна та горизонтальна щілини, відповідно; (6) діод; (7) монохроматор; PC1 і PC2 є пристроями обертання та переміщення, відповідно. На схемі б: (8) монохроматический промінь, (9) зразок і (10) детектор.

Використовувалось жорстке рентгенівське випромінювання з енергією 160 кеВ, що характеризується високою проникністю порядку теплових нейтронів [6]. Текстура вивчалася через кожен міліметр кожної смуги від зовнішнього краю диска до його центральної частини (рис.2.2). Вимірювання полюсної фігури складається з 37 одиночних вимірювань з використанням детектора плоского зображення Mar345 і безперервного збору даних при обертанні зразка на 5°. Збір даних здійснювався за допомогою STECA Stress Texture Calculator [84], за яким ішов розрахунок функції розподілу орієнтації (ФРО) з використанням гармонійного методу Бунге [21].

При дослідженні впливу знакозмінного вигину на текстуру сплавів 08кп, X18N10, титану VT1-0 отримували ОПФ з двох протилежних поверхонь листів в напрямку нормалі (НН) до площини прокатки.

Для отримання ОПФ сплавів з ОЦК ґраткою знимали дифрактограми ліній (110), (200), (211), (220), (310), (222), (321), (400) текстурованих зразків та зразків без текстури, а для ГЦК сплавів записували профілі дифракції від кристалографічних площин (111), (200), (220), (311), (222), (331), (420), (422), (531), (620), (533), (640), (642), (733), (664), (931).

Для отримання ОПФ гексагонального титану записували профілі дифракційних ліній $\{10\bar{1}0\}$, $\{0002\}$, $\{10\bar{1}1\}$, $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}3\}$, $\{20\bar{2}0\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{20\bar{2}1\}$, $\{0004\}$, $\{20\bar{2}2\}$, $\{10\bar{1}4\}$, $\{20\bar{2}3\}$, $\{21\bar{3}1\}$, $\{11\bar{2}4\}$, $\{21\bar{3}2\}$, $\{10\bar{1}5\}$, $\{12\bar{3}3\}$.

Перед дослідженням текстури всі зразки хімічно полірували на глибину 0,2 мм для зняття спотворень, внесених механічною обробкою. Зйомку ОПФ зразків досліджуваних сплавів і відповідних еталонів здійснювали шляхом $\theta - 2\theta$ сканування на дифрактометрі ДРОН-3 м в однакових геометричних умовах зйомки за геометрією Бреґґа-Брентано (рис. 1.9).

Полюсна густина дорівнює відношенню інтегральної інтенсивності відповідної ліній дифракції досліджуваних зразків і еталона з нормуванням за Моррісом [82]

$$\sum (A_{hkl} \cdot P_{hkl}) = 1, \quad (2.1)$$

де A_{hkl} є фракцією кристалітів, що розсіюють рентгенівські промені від площин $\{hkl\}$. Умовно A_{hkl} визначається часткою площі поверхні стереографічного трикутника навколо нормалі (hkl) , яка обмежена великими кругами, що ділять кутові дистанції між сусідніми нормаллями на стереографічній проекції пополам ($\sum_{\Delta} A_{hkl} = 1$). Ці площі можуть бути визначені за допомогою планіметра. Значення коефіцієнтів наведені в [82]. Нормування за Моррісом більш точно враховує розподіл полюсної густини на сфері проекцій, і його рекомендовано як основний метод для отримання ОПФ [82]

При такому нормуванні полюсна густина пропорційна відношенню інтенсивності лінії (hkl) в текстурованому зразку і зразку без текстури:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0} K, \quad (2.2)$$

де множник K , що нормує

$$K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0} \quad (2.3)$$

Отже

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}, \quad (2.4)$$

де I_{hkl}^T - інтегральна інтенсивність лінії $\{hkl\}$ в текстурованому зразку, I_{hkl}^0 - те саме для зразка без текстури.

Дослідження текстури зразка сплаву Ст20 здійснювали за допомогою зйомки ОПФ у НН, НП, ДН (тобто НП+45°) та ПН. Далі розраховували трьохмірну ФРО у просторі ідеальних орієнтацій за співвідношеннями (1.18)- (1.21).

Мікроструктура. Металографічну структуру досліджуваних металів і сплавів вивчали методом на відображення за допомогою металографічного мікроскопа МІМ-7, використовуючи Веб-камеру E-TREK DEM 200, на

мікроскопі AxioPlan 2 фірми KARL ZEISS, а також використовували стереоскопічний оптичний мікроскоп МБС-10. Зображення мікроструктур виводилось на монітор комп'ютера.

У сплаві 10Г2 мікроструктуру досліджували на відображення від поверхонь зразків, вирізаних вздовж і поперек осі гвинтової екструзії, а також від площини подальшої прокатки. Відповідні поверхні ОЦК сплавів заліза з вуглецем перед дослідженням були механічно відполіровані та протравлені в 5% розчині пікринової кислоти в етанолі.

Вивчення мікроструктури після знакозмінного вигину проводили на торцевих поверхнях зразків, вирізаних в НП і ПН.

Перед дослідженням мікроструктури торцеві поверхні ГЦК сплаву X18H10 після механічного полірування травили у 3% розчині HNO_3 в спирті.

Торцеві поверхні зразків титану перед дослідженням мікроструктури обробляли механічним поліруванням, а також хімічним травленням в 1% розчині плавикової кислоти ($1\% \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$) і травленням в суміші кислот $30\% \text{HNO}_3 + 3\% \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$.

Вивчення морфології зламів зразків Шарпі сплаву заліза з вуглецем марки Ст20 проводили за допомогою растрового електронного мікроскопа JSM-840 в режимі вторинних (SEI) електронів при напрузі, що прискорює, 20 кВ і збільшеннях $\times 10 \dots \times 1000$.

Металографічні дослідження на поперечних перерізах аналізованих фрагментів дротів захисних арматурних канатів АЕС проводили на оптичному мікроскопі МБС-10 з виведенням зображень на монітор комп'ютера. Для виявлення структури сталі мікрошліфи травили в 4% розчині азотної кислоти.

Для отримання фрактограм експлуатаційних зламів дротів захисних армоканатів АЕС та зламів зразків-дротів після випробувань на розтяг був використаний також стереоскопічний оптичний мікроскоп МБС-10 з виведенням зображень на монітор комп'ютера. Для очищення зламів від останків корозії використовували 2% спиртовий розчин щавелевої кислоти. Щоб збільшити час взаємодії з продуктами корозії додавали інгібітор. Після чого злами промивали

ефіром. Крім того, проводили ультразвукову очистку зламів у диспергаторі УЗДН. Але, на жаль, повного очищення експлуатаційних зламів від продуктів корозії не було досягнуто внаслідок значної їх забрудненості.

Визначення фрактальної розмірності. Фрактальну розмірність зображень діаграм залежності навантаження від часу при ударних випробуваннях, а також двовимірних зображень зламів визначали методом накладання квадратних сіток з різною довжиною сторін квадратів («box method») [78-81]. Цей метод широко застосовують для різних додатків. На рис. 2.2 представлений приклад використання метода для визначення ФР кривої залежності навантаження від часу при ударних випробуваннях. Рис. 2.3 ілюструє використання метода для визначення ФР двовимірного зображення зламу після ударних випробувань.

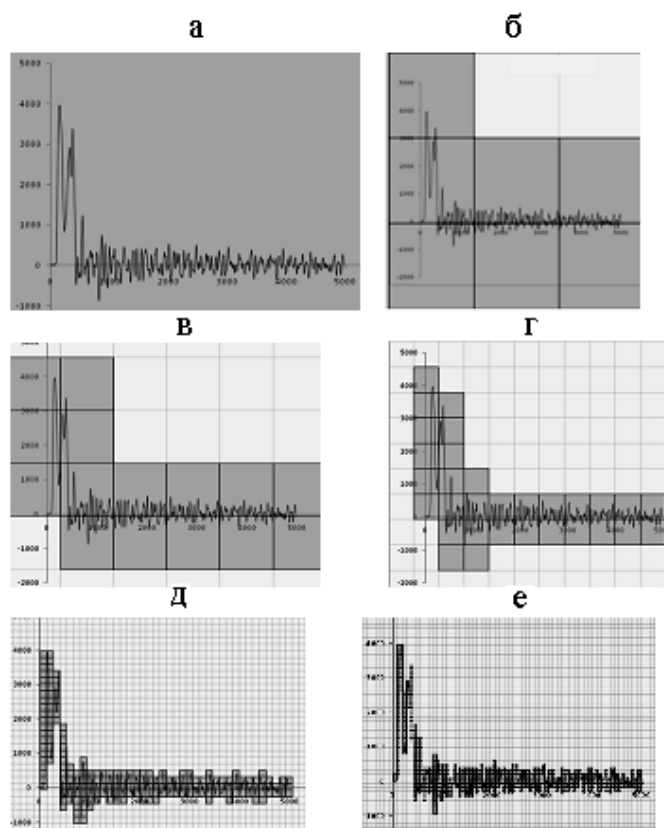


Рис. 2.2. До визначення ФР D_c діаграми руйнування, що відображує залежність навантаження від часу

Видно, що на кожному кроці відтворюється та сама побудова в зменшеному масштабі. Причому, чим менше розмір використовуваної для покриття сегмента

елементарної сітки, тим більшу кількість таких осередків потрібно для більш точного відтворення форми сегмента.

Нехай $N(\ell)$ - мінімальне число квадратів, які в сукупності повністю покривають фрактальну безліч, тоді

$$N(\ell) = \alpha \cdot \ell^{-D}, \quad (2.5)$$

де D – розмірність Хаусдорфа-Безиковича [57].

Практично D визначається як тангенс кута нахилу графічної залежності $\lg N(\ell) = f(\lg \ell_i)$ [78-81]

На рис. 2.3. показаний фрагмент використання методу накладання квадратних сіток на двовимірне зображення зламу після ударних випробувань для визначення ФР зламу.

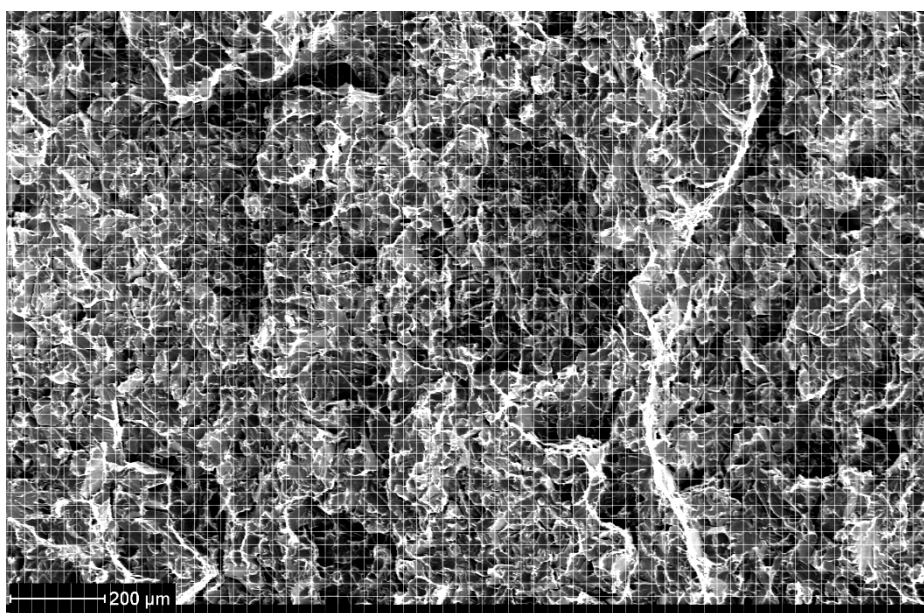


Рис. 2.3. Фрагмент застосування методу осередків для визначення ФР поверхонь зламів (D_f) зразків НП, ПН і ДН

У цій роботі для визначення ФР використано комп'ютерний програмний засіб HarFA (Harmonic and Fractal Image Analyzer) [85]. Унікальною характеристикою HarFA є те, що вона дає кількість точок, що потрапили на лінію, відповідну даним графіка в подвійному логарифмічному масштабі [86]. Приклад використання комп'ютерної програми HarFA представлений на рис. 2.4. Програма спочатку перетворює знімок зламу у чорно-біле зображення, а потім,

використовуючи накладання сіток різного масштабу на зображення, будує графік $\lg N(\ell) = f(\lg \ell_i)$ і визначає відповіді рівняння регресії. Причому показує окремо рівняння, знайдені для чорно-білих контурів, для суми чорних і чорно-білих, а також для суми білих і чорно-білих контурів.

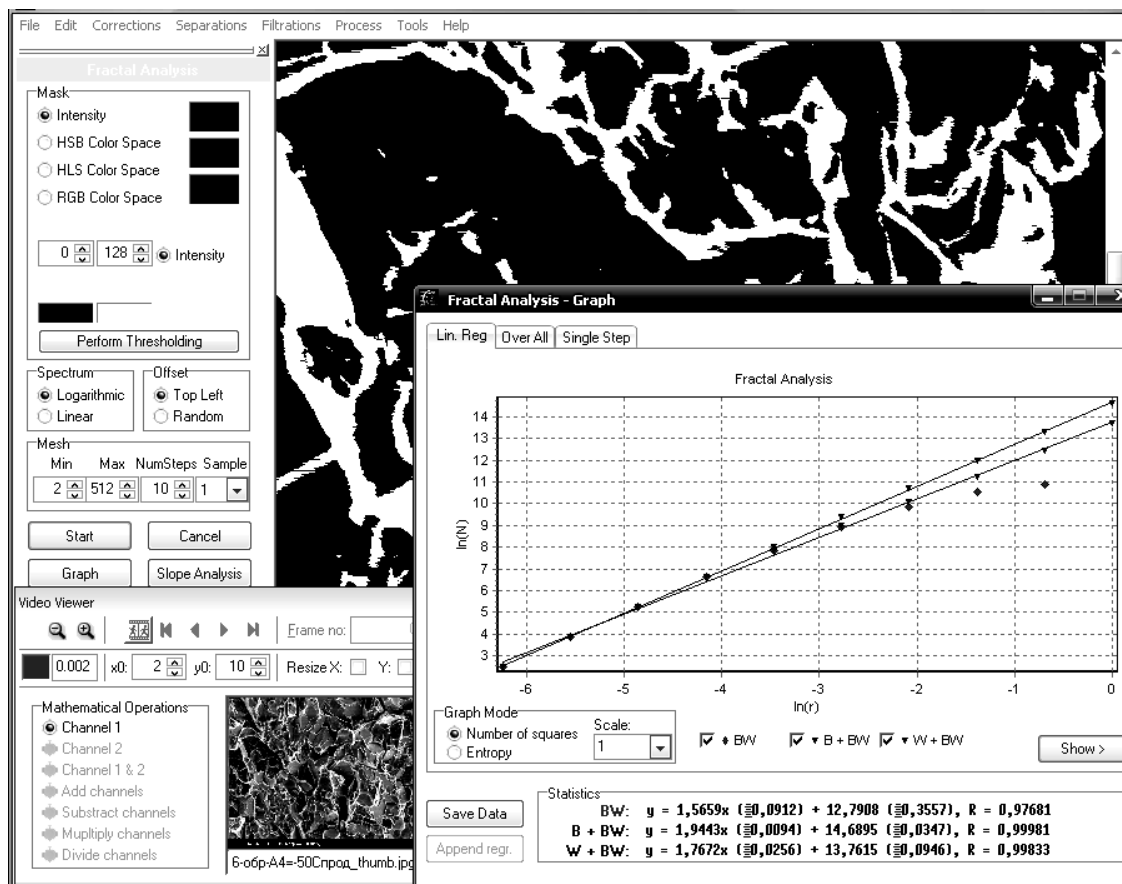


Рис. 2.4. Приклад використання комп'ютерної програми HarFA

2.3. Визначення механічних характеристик

Механічні випробування листів досліджуваних сплавів заліза з вуглецем 08кп з ОЦК граткою, X18N10 з ГЦК граткою та титану з ГЦУ граткою у початковому стані та після деформування знакозмінним вигином проводили на розривній машині 250N5A WN: 143331 з силовим датчиком ID: 0 WN: 805506 20 кН при кімнатній температурі для зразків, вирізаних в НП, ДН і ПН. Довжина і ширина робочої частини зразків склала 15 мм і 12,5 мм, відповідно. Усереднене значення за трьома партіями зразків в кожному напрямку брали за величину механічних властивостей.

Механічні характеристики сплаву заліза з вуглецем марки Ст20К були отримані при випробуваннях на одновісний розтяг зі швидкістю переміщення активного захоплення 2 мм/хв. циліндричних зразків з діаметром робочої ділянки 3 мм і довжиною робочої частини 25 мм (рис. 2.5) на розривній машині 1246-Р. Випробування здійснювали на зразках, вирізаних через кожні 15° від НП до ПН, у кількості не менш, ніж 2 у кожному напрямку.



Рис. 2.5. Зразок сплаву Ст20К після випробувань

Опір ударного навантаження при швидкості удару $V_0 = 4,4$ м/с визначали на зразках Шарпі $55 \times 10 \times 10$ мм. Перша група зразків була вирізана вздовж НП, друга - вздовж ПН і третя – у ДН. Ударні випробування проводилися¹ на вертикальному копрі, обладнаному багатоканальною системою реєстрації зусиль і деформацій, а також системою нагрівання та охолодження зразків у широкому діапазоні температур, спроектованому і виготовленому в Інституті проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України [87, 88]. Висока чутливість системи реєстрації дозволяє розділити діаграму навантаження на характерні ділянки і розрахувати значення повної енергії деформування і руйнування її складових: енергії зародження тріщини, енергії в'язкого підростання тріщини, енергії проскакування крихкої тріщини та енергії в'язкого долому [89]. Величину складових енергії визначали відповідно до стандарту [90]. Питома енергія деформування і руйнування (KCV) визначалася за формулою:

$$W_{nut} = W/S, \quad (2.6)$$

де S - площа зламу, W - енергія руйнування

Випробування на розтяг (ГОСТ 1497-84) дротів захисних АК АЕС проведено при кімнатній температурі на розривній машині Instron 8802. Швидкість деформування становила $0,0015$ с⁻¹. Механічні характеристики визначали за стандартними методиками ДСТУ 7305:2013.

¹Випробування були проведені Кондряковим Е. А.

2.4. Визначення параметру пошкоджуваності

Параметри пошкоджуваності зразків досліджуваних матеріалів оцінювали з використанням симетричного тензора пошкоджуваності четвертого рангу ω . При одновісному розтягу лише один компонент цього тензора не рівний нулю [91, 92]:

$$\omega = 1 - \sqrt{E/E_0}, \quad (2.7)$$

де E_0 і E – початкове значення модуля пружності неушкодженого матеріалу і його поточні значення, визначені з випробувань одновісним розтягом. Оцінювали пошкодженість, спричинену напруженнями на рівні границь плинності $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_e .

Висновки до розділу 2

1. Матеріалами для дослідження послуговували сплав заліза з вуглецем 10Г2 після гвинтової екструзії, сплави 08кп, 05Х19Н10 і комерційний титан марки ВТ1-0 у стані поставки та після подальшої деформації знаковмінним вигином, зразки сплаву Ст20, вирізані з фрагменту оболонки судини тиску діаметром 2,2 м після закінчення терміну її планової експлуатації, зразки дротів типових канатів захисних оболонок АЕС зі сплаву марки 85 після експлуатаційного руйнування.

2. Хімічний склад досліджуваних матеріалів був визначений за допомогою рентгенівського флуоресцентного спектрометра СЕР-01 «ElvaxLight» та аналізатора вуглецю ГОУ-1.

3. Кристалографічну текстуру досліджували рентгенівським методом з побудовою ФРО (для сплаву 10Г2 після гвинтової екструзії) та ОПФ з нормуванням за Моррісом. Перед дослідженням текстури відповідні поверхні всіх зразків хімічно полірували на глибину 0,2 мм для зняття спотворень, внесених механічною обробкою. Зйомку ОПФ зразків досліджуваних сплавів і відповідних еталонів здійснювали шляхом $\theta - 2\theta$ сканування на дифрактометрі ДРОН-3 м в однакових геометричних умовах зйомки за геометрією Брегга-Брентано. Для дослідження неоднорідності текстури сплаву 10Г2 після гвинтової

екструзії використовували синхротронне жорстке рентгенівське випромінювання та зйомку даних методом на проходження.

4. Сплав заліза з вуглецем 10Г2 піддавали деформації ГЕ. Текстуру зразків сплаву 10Г2 після гвинтової екструзії досліджували через кожний мм перетину зразку по товщині.

5. При дослідженні текстури після знакозмінного вигину отримували ОПФз двох протилежних поверхонь листів в напрямку нормалі (НН) до площини прокатки.

6. Фрактальну розмірність зображень діаграм залежності навантаження від часу при ударних випробуваннях, а також двовимірних зображень зламів визначали методом накладання квадратних сіток з різною довжиною сторін квадратів («box method»). При цьому використовували комп'ютерний програмний засіб HarFA.

7. Механічні випробування досліджуваних сплавів заліза з вуглецем 08кп з ОЦК ґраткою, Х18Н10 з ГЦК ґраткою та титану з ГЦУ ґраткою у початковому стані та після деформування знакозмінним вигином проводили на розривній машині 250N5A WN: 143331 з силовим датчиком ID: 0 WN: 805506 20 кН при кімнатній температурі для зразків, вирізаних в НП, ДН і ПН.

8. Механічні характеристики сплаву заліза з вуглецем марки Ст20, а також дротів захисних арматурних канатів АЕС були отримані при випробуваннях на одновісний розтяг на розривній машині Instron 8802.

9. Параметри пошкоджуваності зразків досліджуваних матеріалів оцінювали з використанням симетричного тензора пошкоджуваності другого порядку ω . При одновісному розтягу лише один компонент цього тензора не рівний нулю $\omega = 1 - \sqrt{E/E_0}$, де E_0 і E – початкове значення модуля пружності неушкодженого матеріалу і його поточні значення, визначені з випробуванням одновісним розтягом. Оцінювали пошкодженість, спричинену напруженнями на рівні границь плинності $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B .

РОЗДІЛ 3

ВПЛИВ ВИДУ ДЕФОРМАЦІЇ НА ТЕКСТУРУ, МІКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА З ВУГЛЕЦЕМ ТА ТИТАНУ

3.1. Вплив гвинтової екструзії на неоднорідність текстури по перетину зразка сплаву з ОЦК ґраткою заліза з вуглецем марки 10Г2

Текстуру сплаву 10Г2 після гвинтової екструзії (ГЕ) раніше вивчали у роботах [93, 94]. Було встановлено, що після ГЕ у зразку сплаву 10Г2 утворюється текстура кручення типу $\{110\} \langle 100 \rangle$ та подвійна аксіальна текстура з осями $\langle 110 \rangle$ і $\langle 100 \rangle$ паралельними осі екструзії. Але неоднорідність текстури за перерізом зразка після ГЕ не досліджували. У цій роботі для дослідження неоднорідності текстури після ГЕ, як зазначалось вище у підрозділі 2.1, текстуру сплаву 10Г2 після ГЕ досліджували через кожний міліметр від поверхні до центру циліндричного зразку. За даними зйомки на проходженні отримали прямі полюсні фігури $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$. За цими даними розраховували відповідні ФРО. На рис. 3.1. представлено перерізи ФРО $\varphi_2 = 45^\circ$, що є основними компонентами текстури сплаву 10Г2 з ОЦК ґраткою.

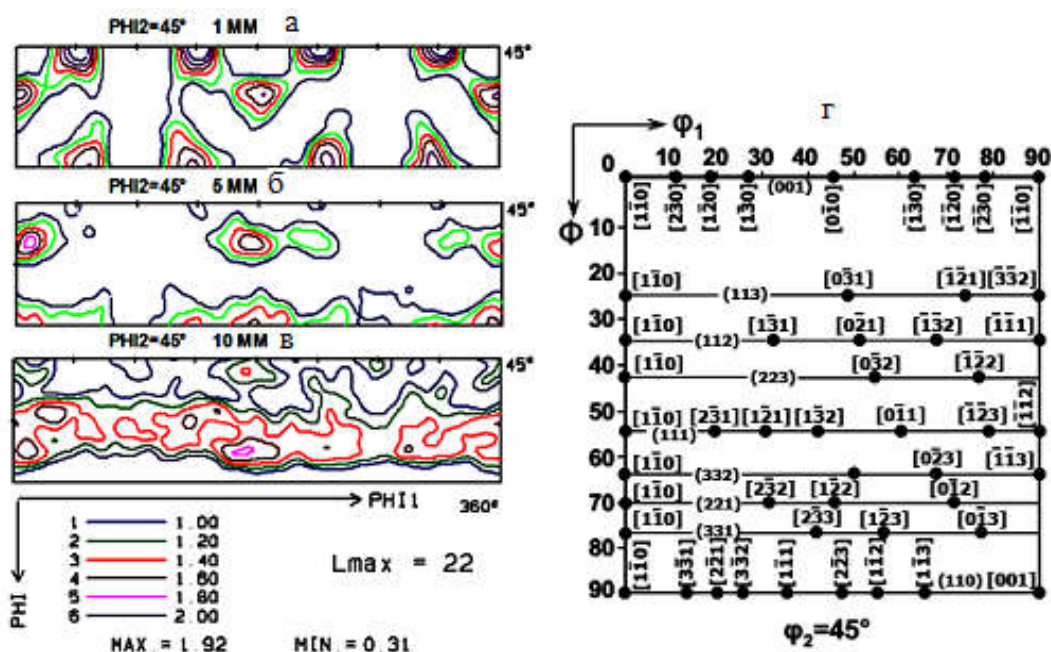


Рис. 3.1. Перерізи ФРО $\varphi_2 = 45^\circ$ сплаву 10Г2 після ГЕ. а, б, в відповідають перерізам зразку уздовж його діаметру 1мм, 5 мм, 10 мм від центру зразка; г – мапа ФРО для перерізу $\varphi_2 = 45^\circ$, що передає основні компоненти текстури

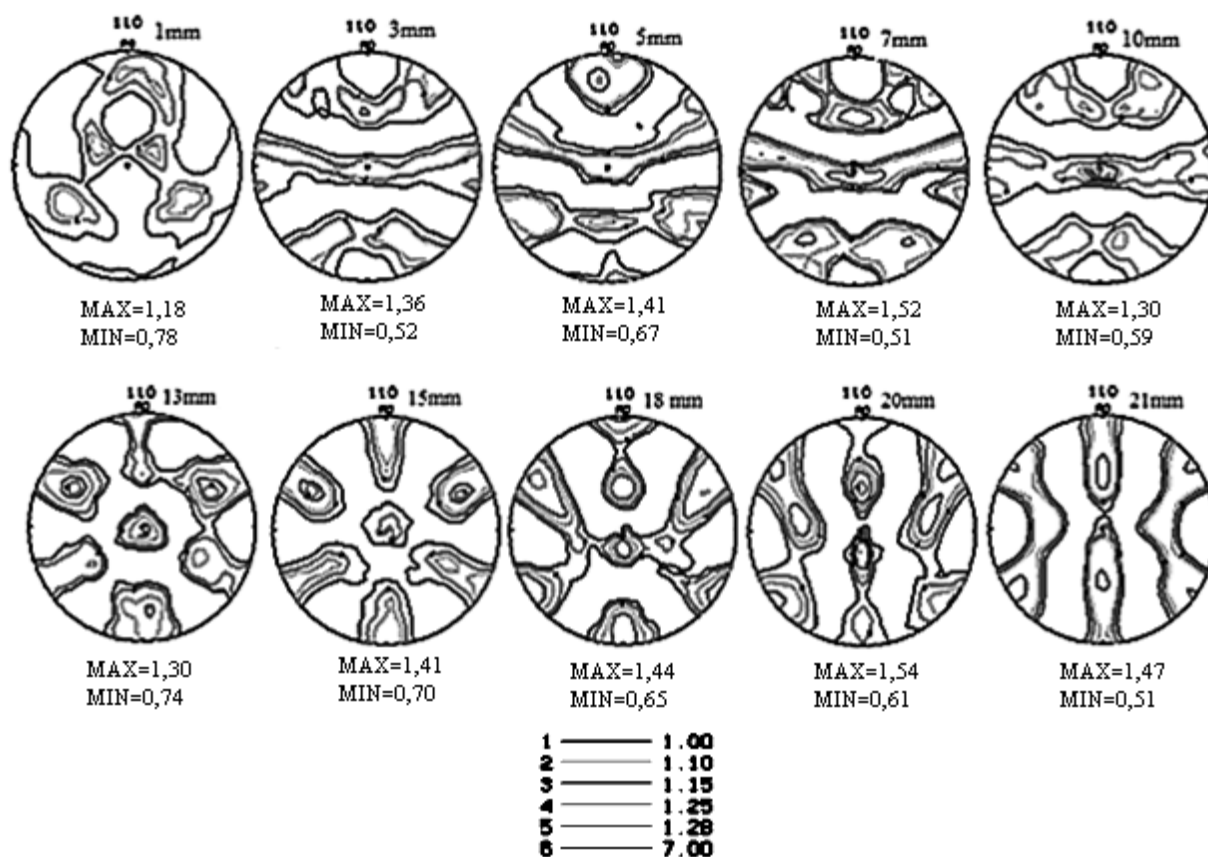


Рис. 3.2. Прямі полюсні фігури $\{110\}$, розраховані з ФРО у різних перерізах від центру вздовж діаметра зразка сплаву 10Г2 після ГЕ. Вісь ГЕ – у центрі полюсних фігур.

На рис. 3.3. представлено деякі ОПФ напрямку осі гвинтової екструзії., розраховані з ФРО у різних перерізах вздовж діаметра від центру зразка сплаву 10Г2 після ГЕ.

На рис. 3.2 і 3.3. видно, що вісь екструзії поступово зміщується від напрямку $\langle 113 \rangle$ на відстані 1 мм від центру зразка до напрямку $\langle 110 \rangle$ на його периферії.

Виникнення на периферії зразка компонентів текстури кручення при гвинтовій екструзії є очікуваним. Як видно зі схеми ГЕ (рис. 2.1), при такому виді деформації відбувається не тільки пресування металу, але й кручення деформованих подрібнених фрагментів його зерен, на що ми вказували у [94].

Отже, показано, що при ГЕ сплаву 10Г2 є градієнт текстури від орієнтировок пресування $\{111\}\langle uvw \rangle$ (γ – волокно) у центрі зразка до компонентів кручення типу $\{110\}\langle uvw \rangle$ на периферії. У цьому разі вісь екструзії

поступово обертається навколо напрямку $\langle 111 \rangle$ від напрямку $\langle 113 \rangle$ до напрямку $\langle 110 \rangle$ у різних шарах зразка.

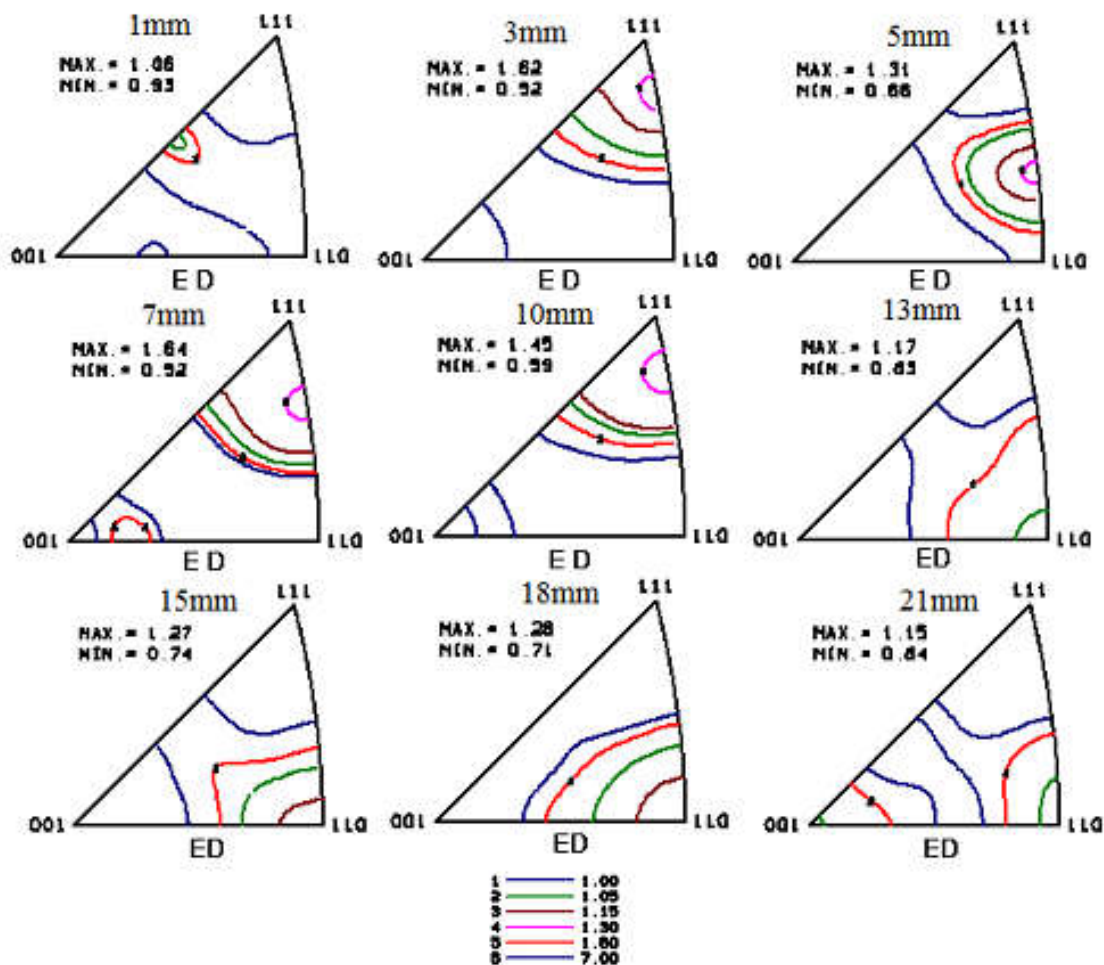


Рис. 3.3. ОПФ напрямку осі гвинтової екструзії, розраховані з ФРО у різних перерізах вздовж діаметра зразка сплаву 10Г2 після ГЕ. ED – вісь екструзії

3.2. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву заліза з вуглецем з ОЦК ґраткою типу 08кп після випробувань на одновісний розтяг

Нижче представлено результати наших досліджень впливу малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію пошкоджуваності листів сплаву 08кп при подальших одновісних випробуваннях на розтяг при напруженні умовної межі плинності [95]. Аналіз анізотропії параметра пошкоджуваності листів сплаву 08кп проводився за допомогою симетричного тензора пошкодження четвертого рангу [53, 91, 92] (див. розділ 1.3). У разі одновісного напруження не дорівнює нулю тільки

єдиний компонент тензора. Цей компонент ω визначається формулою (2.7) [53, 91, 92].

Результати механічних випробувань і пошкоджуваність ω після різної кількості циклів ЗВ показані на рис. 3.4. Відповідні ОПФ і мікроструктура показані на рис. 3.5 і 3.6, відповідно. Спостерігається анізотропія механічних властивостей і пошкоджуваності ω (рис. 3.4).

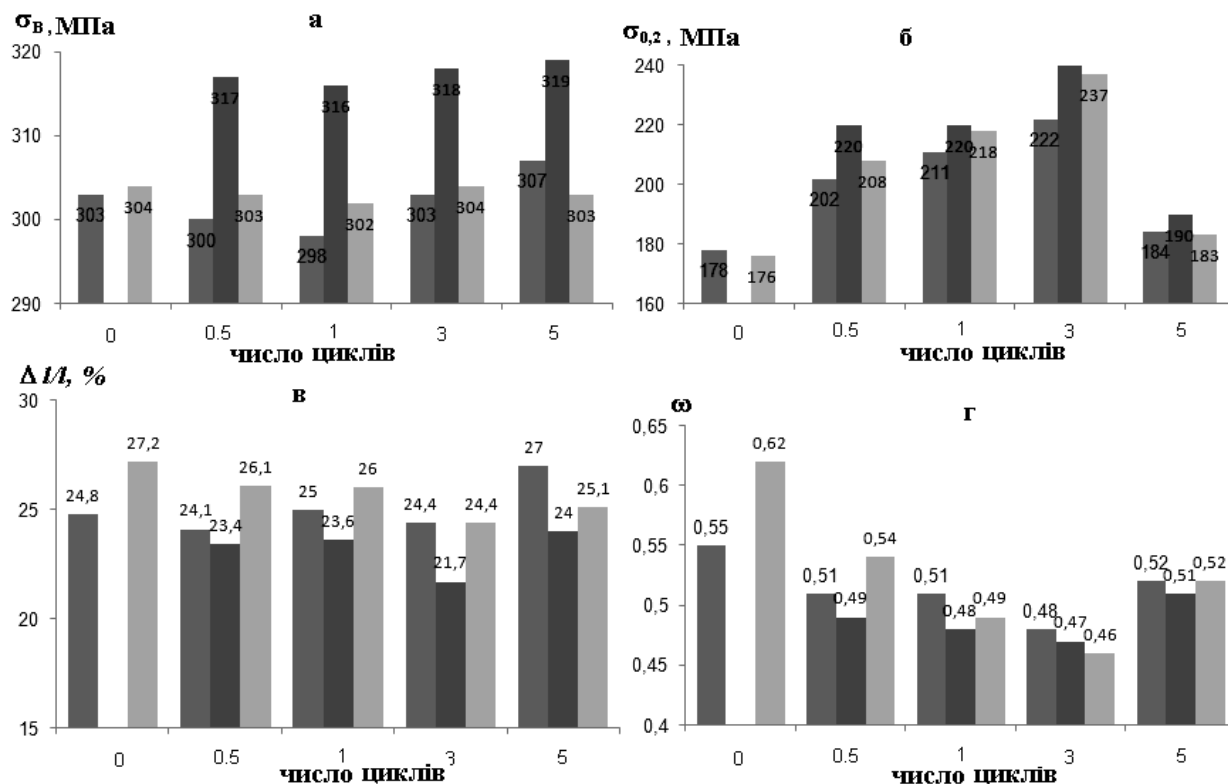


Рис. 3.4. Залежність межі міцності на одновісний розтяг, умовної межі плинності, відносного рівномірного подовження і параметра пошкоджуваності ω від кількості циклів ЗВ

У вихідних відпалених зразках мінімальні значення межі міцності σ_B та плинності $\sigma_{0,2}$ спостерігаються в ПН, максимум – у НП. Відносне подовження показало протилежний результат. Межа міцності при розтягу та межа плинності мають максимальні значення в ДН (НП + 45°) після ЗВ. Мінімальне значення вищезазначених властивостей спостерігається в НП, тоді як ці властивості мають проміжне значення в ПН. Відносне подовження показує протилежний результат.

Середнє значення міцності на розтяг σ_B збільшується з 304 МПа в початковому стані до 310 МПа після 5 циклів ЗВ. Аналогічна тенденція спостерігається і для $\sigma_{0,2}$. Середнє значення $\sigma_{0,2}$ збільшилося зі 177 МПа в

початковому стані до 234 МПа після 3 циклів ЗВ. Після 5 циклів ЗВ середнє значення $\sigma_{0,2}$ зменшилося до 186 МПа.

Середні величини відносного рівномірного подовження $\Delta l/l$ та параметра пошкоджуваності $\omega_{cp.}$, усереднені за напрямком мулисті сплаву, зменшуються зі збільшенням до 3 числа циклів ЗВ. Наприклад, відносне рівномірне подовження $\Delta l/l$ зменшилось з 26% у початковому стані до 23,5%, а параметр $\omega_{cp.}$ знизився з 0,68 в початковому стані до 0,63 після 3 циклів ЗВ. Після 5 циклів ЗВ спостерігалось збільшення $\Delta l/l$ до 25,4%. Середнє значення параметру $\omega_{cp.}$ одночасно збільшилось до 0,64%.

Коефіцієнт анізотропії властивостей k в площині листів був розрахований за формулою

$$k = [(F_{max} - F_{min}) / F_{min}] \cdot 100\%, \quad (3.1)$$

де F є відповідна властивість.

Коефіцієнти анізотропії k властивостей у площині листів збільшувались зі зростанням числа циклів ЗВ до 3. Після 3 циклів ЗВ $k = 5,0; 6,8; 12,4$ та $13,6$ % відповідно для σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\Delta l/l$ та ω . Мінімальні значення k спостерігалися після 5 циклів ЗВ. А саме, $k = 3,9; 3,8; 4,5$ і $3,2$ % відповідно для σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\Delta l/l$ та ω .

Досить сильна квадратична кореляція спостерігається між значенням параметра пошкоджуваності $\omega_{cp.}$, усередненому за напрямком у листах, та числом n циклів ЗВ. Відповідне рівняння регресії з коефіцієнтом надійності апроксимації $R^2 = 0,83$ має вигляд

$$\omega_{cp.} = 0.013n^2 - 0.079n + 0.567. \quad (3.2)$$

На рис. 3.5 видно, що в початковому листі сплаву 08кп утворюється текстура, яка являє собою комбінацію текстури прокатки та рекристалізації. Ця текстура може бути описана як $\{001\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle + \{001\}\langle 100\rangle$. Перші два з цих компонентів є типовими текстурами деформації ОЦК металів і сплавів [96]. Остання орієнтація - це типова текстура рекристалізації ГЦК металів, але не для ОЦК металів і сплавів. Проте, за певних умов, коли температура обробки перевищує температуру поліморфного перетворення, у сталі може утворитись сильна кубічна текстура $\{001\}\langle 100\rangle$ [97].

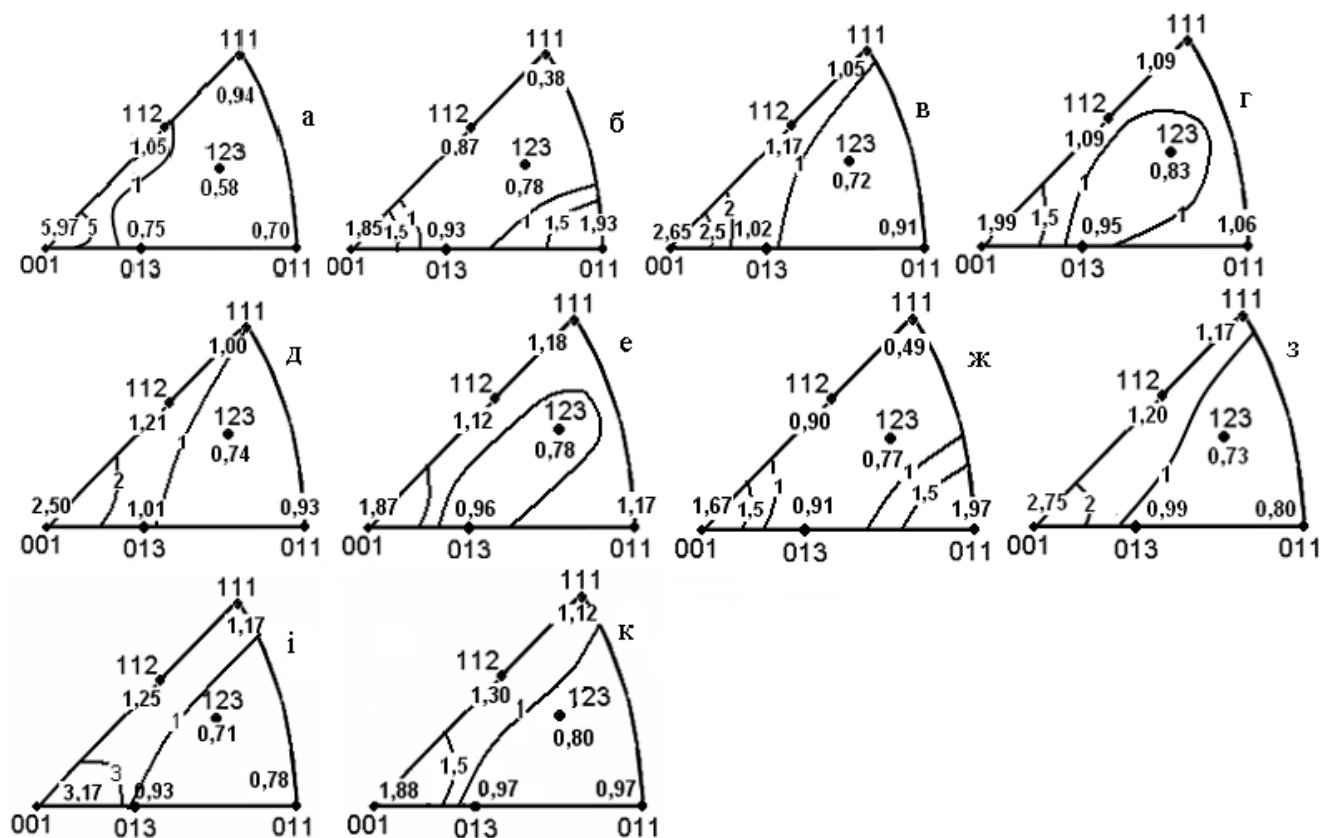


Рис. 3.5. ОПФ листів сплаву 08кп в початковому стані (а, б знято у НН і НП, відповідно) та після деформації 0,5; 1; 3 і 5 циклів ЗВ (с -к знятому НН); в, д, ж, і, відповідають сторонам листа, підданим розтягувальній деформації на попередньому етапі; г, е, з, к відповідають сторонам листа, підданим стиску, відповідно.

Після деформації 0,5 циклу ЗВ поряд з вищезгаданою текстурою деформації починається утворення компонента $\{011\}\langle 100\rangle$, який зазвичай спостерігається після деформації кручення [98]. Формування компонента текстури зсуву під час ЗВ може пояснити наступна модель деформації. Зерна металевих шарів на опуклій стороні смуги піддаються дії розтягувальних напружень при згині в одному напрямку зразка (0,25 циклу). У той же час на увігнутій стороні виникають стискальні напруження. У смугі ініціюється деформація зсуву в результаті дії напружень, протилежних знаку. Напрямок діючих напружень повертається назад при вигині смуги в протилежному напрямку. Отже, в металевій смугі виникають деформації зсуву, що чергуються, які призводять до утворення компонентів текстури зсуву під час ЗВ.

Утворення компонентів текстури зсуву в сталі спостерігали раніше у [27]. Максимальна інтенсивність компонентів текстури зсуву поряд зі збільшенням інтенсивності компонентів текстури деформації спостерігається після 1 циклу ЗВ. Збільшення числа циклів ЗВ до 3 сприяє подальшому збільшенню інтенсивності вищевказаних компонентів текстури деформації. При цьому полюсна густина компоненту текстури зсуву зменшується. Дослідження природи текстури в процесі прокатки по-різному орієнтованих монокристалів кременистого заліза Fe-3% Si показало, що кристали $\{011\}\langle 100\rangle$ деформуються не тільки ковзанням, але і двійникуванням за системами $\{112\}\langle 111\rangle$ і поворотом навколо $\{110\}$. Це призводить до зміни текстури на $\{111\}\langle 112\rangle$. Зерна полікристалічного кременистого заліза з початковою орієнтацією $\{011\}\langle 100\rangle$ змінюють орієнтацію в послідовності $\{011\}\langle 100\rangle \rightarrow \{111\}\langle 112\rangle \rightarrow \{112\}\langle 110\rangle \rightarrow \{001\}\langle 110\rangle$ при прокатці [99]. Аналогічна тенденція в зміні текстури спостерігається також після 3 і 5 циклів ЗВ (рис. 3.5). Двійникування також відбувається після трьох циклів ЗВ, як це видно на знімках відповідної мікроструктури (рис. 3.6).

Як відомо, двійникування виникає, коли виникають труднощі ковзання під час деформації. Двійникування сприяє збільшенню пластичності, а також, завдяки переорієнтації, забезпечує більш сприятливий розвиток основного механізму пластичної деформації ковзанням [31].

Деформація 5 циклами ЗВ призводить до посилення текстури деформації. Текстура зсуву повністю зникає. Кількість двійників збільшилася на відповідних знімках мікроструктури після 5 циклів ЗВ (рис. 3 і, к). Присутність двійників на відповідних знімках мікроструктури вказує на активацію механізму пластичної деформації двійникуванням. Механізми двійникування в ОЦК металах було розглянуто, наприклад, у [99]. Один із наслідків двійникування - це зниження швидкості зміцнення за рахунок зсуву при двійникуванні [100]. Двійникування різко зменшує величину напружень, необхідних для пластичної деформації [100]. Отже, при активації двійникування слід очікувати зниження міцності та

збільшення пластичності відповідно до наших експериментальних даних. Раніше це було відзначено при деформації гексагонального сплаву AZ31 [101].

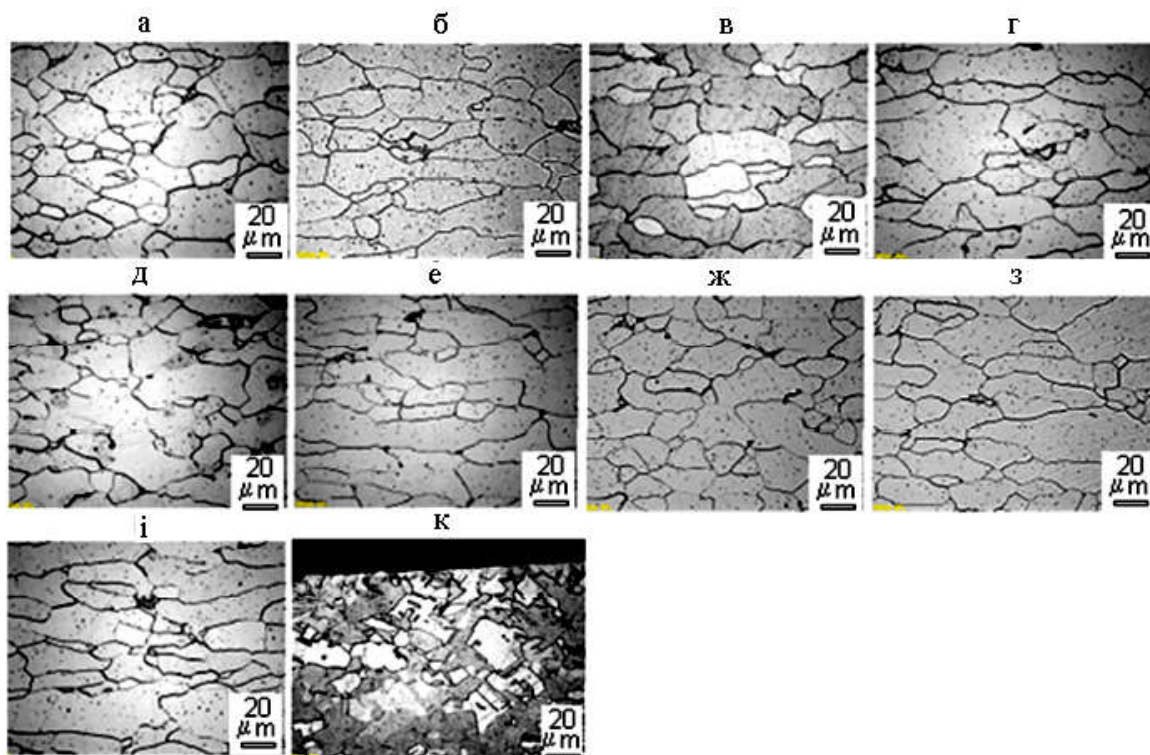


Рис. 3.6. Мікроструктура листів сплаву 08кп в площинах, перпендикулярних НП і ПН в початковому стані (а, б) і після деформації 0,5; 1; 3 і 5 циклів ЗВ; в, д, ж, к відповідають НП; г, е, з, і відповідають ПН

Площини куба є основними площинами крихкого розщеплення в ОЦК-металах [30]. Тому слід очікувати збільшення величини пошкоджуваності зі зростанням густини полюсів $P_{001} \parallel \text{НН}$ до площини прокатки. Назвемо ці орієнтації кристалів «крихкими» компонентами текстури сплаву.

Текстура з кристалографічними площинами $\{111\}$, паралельними площині листів, покращує їх пластичні властивості [30]. Отже, збільшення у текстурі густини полюсів $P_{111} \parallel \text{НН}$ сприятиме зменшенню пошкоджуваності. Орієнтації $\{110\}$ і $\{112\}$ нададуть, ймовірно, аналогічний вплив [27]. Назвемо таку кристалічну орієнтацію «в'язкими» компонентами текстури сплаву.

Кристалографічні площини типу $\{001\}$, $\{110\}$, $\{112\}$ і $\{111\}$, в основному, розташовані паралельно площині прокатки (рис. 3.5).

Були встановлені значущі кореляції між усередненими за напрямками в листах ω_{cp} і усередненими по обидві сторони значеннями листів величин густини полюсів P_{001} , P_{110} , P_{112} , P_{111} на ОПФ НН (рис. 3.5). Наприклад, існує сильна лінійна кореляція параметра пошкоджуваності ω_{cp} з полюсною густиною P_{001} . Відповідне рівняння регресії з коефіцієнтом надійності апроксимації $R^2 = 0,90$ має вигляд

$$\omega_{cp} = 0,026P_{001} + 0,434. \quad (3.3)$$

Тобто пошкоджуваність при випробуваннях на одновісний розтяг після ЗВ збільшується зі збільшенням інтенсивності "крихких" компонентів у текстурі сплаву.

Було встановлено сильну лінійну кореляцію між ω_{cp} та полюсною густиною «в'язких» компонентів у текстурі сплаву $P_{cp} = (P_{110} + P_{112} + P_{111})_{cp}$ усередненою по всім ОПФ НН. Відповідне рівняння регресії з коефіцієнтом надійності апроксимації $R^2 = 0,99$ має вигляд

$$\omega_{cp} = -0,454P_{cp} + 0,996. \quad (3.4)$$

Тобто пошкоджуваність при випробуваннях на одновісний розтяг після ЗВ зменшується зі збільшенням інтенсивності "в'язких" компонентів у текстурі сталі.

У такий спосіб показано, що анізотропія механічних властивостей і пошкоджуваності в листах сплаву 08кп є при одновісних випробуваннях на розтяг після деформації шляхом знакозмінного вигину. Пошкоджуваність при одновісних випробуваннях на розтяг сплаву 08кп має мінімальне значення після трьох циклів знакозмінного вигину. Пошкоджуваність при одновісних випробуваннях на розтяг після знакозмінного вигину збільшується зі збільшенням інтенсивності «крихких» компонентів текстури типу $\{001\} \parallel$ НН та зменшується з ростом інтенсивності «в'язких» компонентів текстури, таких як $\{110\}$, $\{112\}$, $\{111\} \parallel$ НН.

3.3. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву заліза з вуглецем з ГЦК ґраткою типу 05X18N10 після випробувань на одновісний розтяг

Нержавіючі сталі широко використовуються в різних галузях машинобудування: архітектура, будівництво, транспортне машинобудування, медицина, харчова промисловість, енергетика [102]. Важливу роль має нержавіюча сталь при переробці нафти [103]. Ця сталь практично незамінна при високотемпературних процесах, коли сировина нагрівається до 600°C [103]. Огляд літератури показує, що сучасні методи прогнозування пошкоджень конструкційних матеріалів та залишкового ресурсу технологічного обладнання зазвичай базуються на моніторингу механічних властивостей, товщині металів, морфології та розподілу конструктивних компонентів та структурних дефектів в сталі [104-107]. Виникнення при експлуатації обладнання великої кількості різних дефектів вказує на те, що реалізується кілька механізмів накопичення ушкоджень у металах. Водночас рідко враховуються певні характеристики, такі, як кристалографічна текстура, пошкоджуваність, які можуть використовуватися для контролю структурного стану металу. Вплив зазначених характеристик на корозію [108] конструкційних матеріалів вимагає більш детального вивчення з погляду деградації та прогнозування стану металу. Не досліджено також вплив знакозмінного вигину (ЗВ) на анізотропію накопичення пошкоджень у металевому металі під одновісним напруженням. Знакозмінний вигин, насамперед, застосовується перед використанням рулонного металу для вирівнювання листів, зменшення залишкових напружень та додавання металу оптимальних плоских характеристик. Під час випрямлення металу в нього виникають і накопичуються неконтрольовані мікрodefекти, такі, як мікротріщини, мікропори, які спостерігаються при розтягуванні вже на 3-10% [10]. Поява та накопичення мікрodefектів опосередковано відображаються в зміні властивостей матеріалу, зокрема дефекту модуля Юнга, який можна використовувати для вимірювання накопичення ушкодження металу [13].

Нижче представлено результати наших досліджень [94] впливу знакозмінного вигину і кристалографічної структури на анізотропію параметра пошкоджуваності ω при напруженні, що дорівнює умовної межі плинності, та механічних властивостей листів сплаву заліза з вуглецем X18H10 (типової нержавіючої сталі) при наступних одновісних випробуваннях на розтяг. Значення ω було знайдено по співвідношенню (2.7).

На рис. 3.7 представлено механічні властивості та параметр пошкоджуваності після різної кількості циклів ЗВ. Видно, що є анізотропія механічних властивостей і параметру пошкоджуваності ω . Мінімальне значення k , що визначалися за співвідношенням (3.1), спостерігається після 5 циклів ЗВ (рис. 3.7). Характер анізотропії міцності на розтяг не змінюється зі збільшенням числа циклів ЗВ. У всіх випадках межа міцності у НП має більш високе, ніж у ПН, а у діагональному напрямку має проміжне значення. Ймовірно, проявляється ефект механічної текстури, а саме, переважне подовження зерен у НП.

Коефіцієнт анізотропії межі міцності на розтяг спочатку зростає зі збільшенням числа циклів, набуваючи значення 5,0% у вихідному листі; 2,9% після 0,5 циклу; 6,8 % після одного циклу, а потім зменшується до 4,1 % після 5 циклів ЗВ.

Межа плинності в НП перевищує його значення в ПН у початковому зразку. Коефіцієнт анізотропії k склав 3,6 %. Характер анізотропії змінився після 0,5 циклу ЗВ. Межа плинності в НП менше, ніж у ПН, а в діагональному напрямку має проміжне значення. Коефіцієнт анізотропії зменшився. Його значення становило 2,9 %. Аналогічна картина анізотропії зберігається після одного циклу ЗВ. Водночас коефіцієнт анізотропії зріс до 6,4 %. Анізотропний характер межі плинності аналогічний йому в початковому зразку, а коефіцієнт анізотропії знизився до 1,6 % після 5 циклів ЗВ.

Абсолютні значення межі плинності і міцності на розрив досліджуваного сплаву також зростають зі збільшенням числа циклів ЗВ і досягають максимуму після 1 циклу ЗВ. Абсолютні значення характеристик міцності властивостей досліджуваного сплаву зменшуються з подальшим збільшенням числа циклів ЗВ.

Подовження виявляє протилежну тенденцію до межі міцності на розтяг (рис. 3.7).

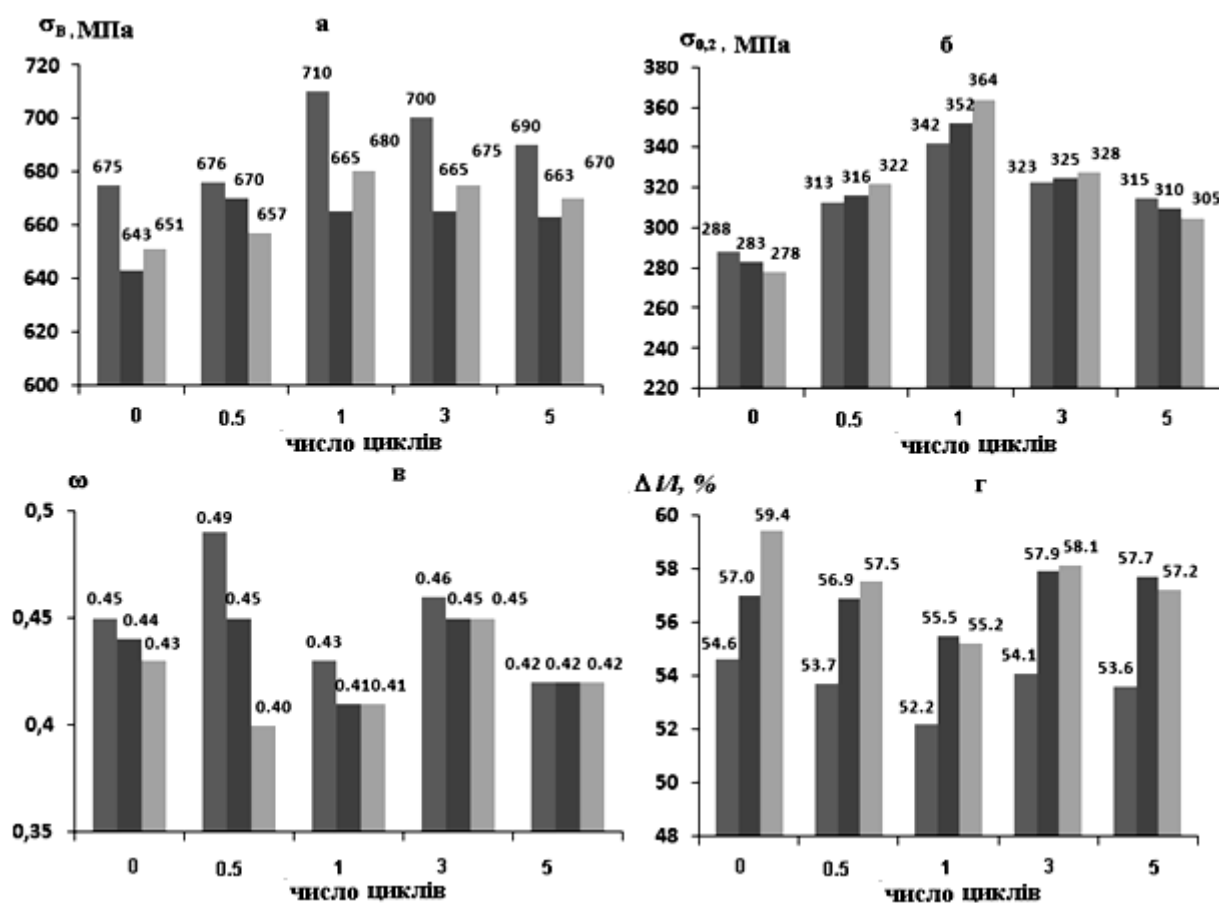


Рис. 3.7. Залежність межі міцності на розрив, умовної межі плинності, рівномірного подовження і параметра пошкоджуваності ω від кількості циклів ЗВ сплаву 05X18N10

На рис. 3.8. наведено відповідні ОПФ. Видно, що в зразку досліджуваного сплаву в стані поставки сформувалась типова текстура прокатки ГКЦ металів і сплавів (рис. 3.8 а, б). Аналіз вихідного ОПФ зразка (рис.3.8, а, б) показав, що його текстура складається з двох обмежених осьових компонентів. Перший компонент з віссю $\langle 110 \rangle$, паралельною НН, простягається від $\{011\}\langle 100 \rangle$ до $\{011\}\langle 112 \rangle$. Другий компонент може характеризуватися віссю $\langle 110 \rangle$, нахиленою до НН приблизно на 60° . Він простягається від $\sim \{112\}\langle 111 \rangle$ через $\{135\}\langle 211 \rangle$ до $\{011\}\langle 112 \rangle$. Розвиток цих двох обмежених осьових компонентів знаходиться в згоді з моделлю передбачення Тейлора на основі нормального

октаедричного ковзання [82]. Крім того, існують двійникові орієнтації $\{113\} \langle 211 \rangle$, які були сформовані, ймовірно, під час відпалу [82].

Після різного числа циклів ЗВ текстура зазнає значних змін. Наступна деформаційна модель зразків була основою інтерпретації змін текстури. Зерна металу шарами на опуклій стороні листа піддаються впливу розтягувальних напружень при згині зразка в одному напрямку (0,25 циклу). Водночас на увігнутій стороні виникають стискальні напруги. У смузі ініціюються зсувні деформації в результаті дії напружень протилежних знакових. Напрямок діючих напружень змінюється на протилежний, коли смуга згинається в протилежному напрямку. Отже, в металевій смузі виникають знакозмінні зсувні деформації, які призводять до утворення компонентів текстури зсуву під час ЗВ.

У ГЦК металах і сплавах утворюються такі компоненти текстури зсуву: А - $\{111\} \langle hkl \rangle$; В - $\{hkl\} \langle 110 \rangle$; С - $\{001\} \langle 110 \rangle$. Зазначена тут орієнтація $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ показує, що площина $\{hkl\}$ збігається з площиною зсуву, а напрямок $\langle uvw \rangle$ збігається з напрямком зсуву [109].

Після 0,5 циклу ЗВ на одній стороні зразка сформувався компонент В текстури зсуву, що раніше спостерігали у $[110]$. Формування смуг зсуву при повороті двійникової матриці змінює орієнтації $\{332\} \langle 113 \rangle$ і $\{111\} \langle 110 \rangle$ на позиції поблизу $\{011\} \langle 100 \rangle$ і $\{011\} \langle 112 \rangle$, відповідно, в металах і сплавах з низькою ЕДУ [82]. На відповідній ОПФ (рис. 3.8, в) щільність полюсів $\langle 110 \rangle$ збільшилася до 2,38, тоді, коли в початковому зразку вона була 1,81 (рис. 3.8, а). На протилежному боці зразка також мають місце двійникові орієнтації (рис. 3.8, б).

Компонент С текстури зсуву формується в зразку після 1 циклу ЗВ (рис.3.8, д, е). Водночас на протилежному боці того самого зразка (рис. 3.8, е) спостерігаються орієнтації вихідного зразка (рис. 3.8, а). Текстура, аналогічна текстурі вихідного зразка (рис.3.8, а), сформувалась на одній стороні зразка після трьох циклів ЗВ (рис.3.8, ж). Досить інтенсивний компонент С текстури зсуву (рис.3.8, з) присутній на протилежному боці цього самого зразка. Текстура на одній стороні зразка після п'яти циклів ЗВ характеризується орієнтацією

текстури зсуву С і орієнтаціями двійників $\{113\} \langle 211 \rangle$ (рис.3.8, и). Площа підвищеної полюсної густини на відповідній ОПФ значно розширена в порівнянні з ОПФ інших зразків, ймовірно, через двійникування $[110]$. Текстура того самого зразка на протилежному боці характеризується двійниковими орієнтаціями (рис. 3.8, к).

У загальному випадку розсіювання текстури збільшилося при розгляді обох поверхонь листа після 5 циклів ЗВ (рис.3.8, и, к) в порівнянні з початковим станом листа на рис.3.8, а.

Вищеописана анізотропія умовної межі плинності відповідає текстурі, сформованій в зразках. У ОПФ (НП) вихідного зразка (рис. 3.8, б) є висока щільність полюсів $\langle 111 \rangle$. Це означає, що є значна об'ємна частка кристалів, вісь яких $\langle 111 \rangle$ збігається з НП. У цьому випадку осі $\langle 112 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$ кристалів орієнтовані уздовж ПН. Кристали з осями $\langle 111 \rangle$, орієнтовані уздовж прикладених напружень, характеризуються високими напруженнями зрушення в порівнянні з іншими орієнтаціями кристала $[111]$.

Число кристалів з осями $\langle 111 \rangle$, орієнтованими уздовж НП, зменшується, а в ПН зростає зі збільшенням числа циклів ЗВ від 0,5 до 1 включно через збільшення текстури зсуву. Отже, умовна межа плинності в ПН стає більше, ніж в НП.

Збільшення числа циклів ЗВ до 5 призводить не тільки до розвитку компонентів текстури зсуву, але і до посилення двійникування, як згадувалося вище. Це знову сприяє утворенню текстурних компонентів, подібних початковим орієнтаціям, але з більш значним розсіюванням. Початковий характер анізотропії умовної межі плинності відновлюється, але його абсолютне значення зменшується.

На рис. 3.9 показана відповідна мікроструктура. Наявність двійників має місце у вихідному зразку (рис. 3.9, а, б). Тенденція до збільшення кількості двійників простежується зі збільшенням числа циклів ЗВ (рис.3.9, в-к). Це відповідає вищезазначеним результатам аналізу текстури. Кількість двійникових орієнтацій зі збільшенням числа циклів ЗВ збільшується, оскільки роль двійників

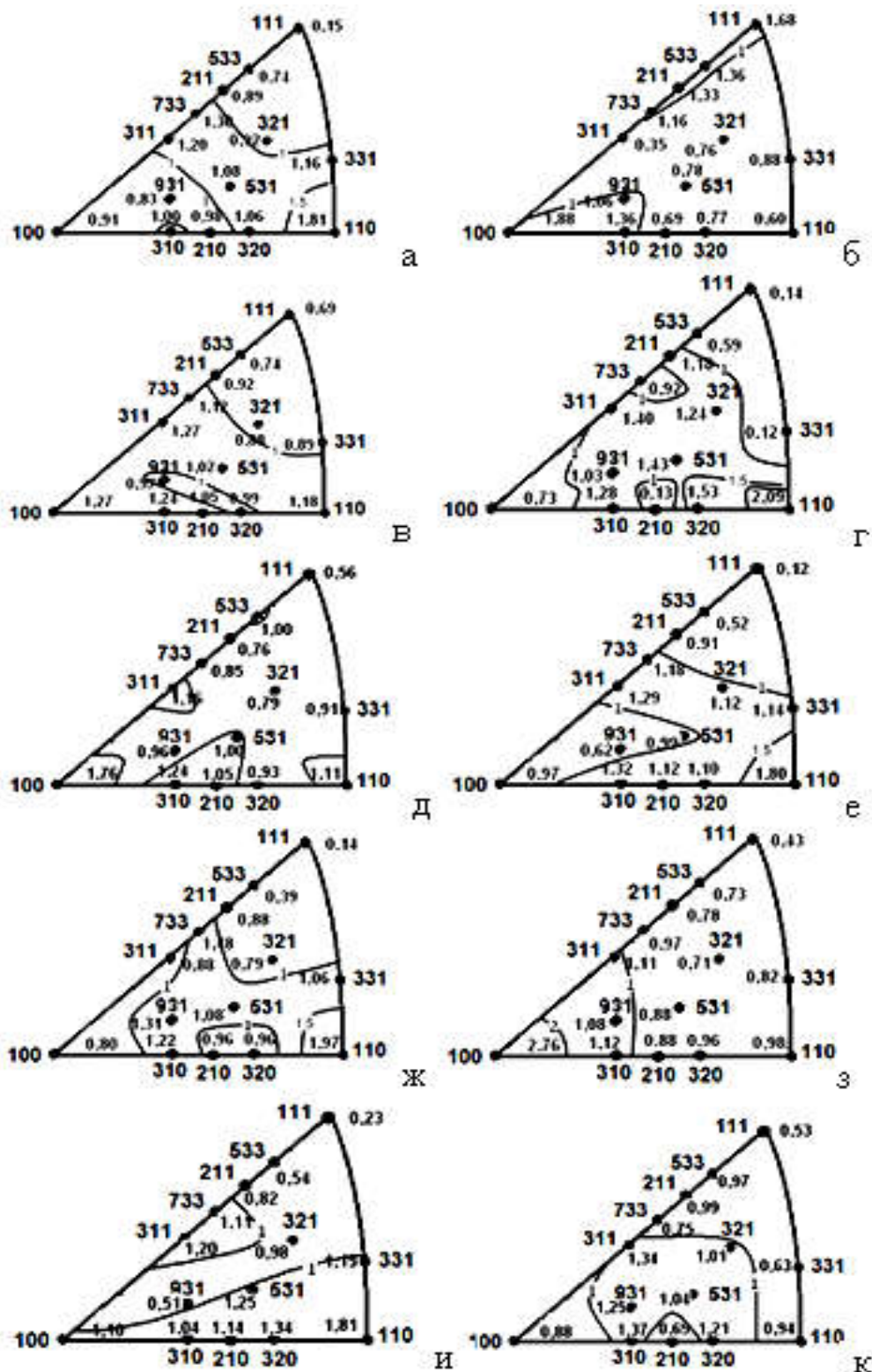


Рис. 3.8. Експериментальні ОПФ досліджуваної сталі; (а, б) - початковий стан, відповідно ОПФ (НН) і ОПФ (НП); (в-к) - ОПФ (НН) після ЗВ: (в, г); (д, е); (ж, з); (і, к) - після 0,5; 1; 3; і 5 циклів ЗВ, відповідно.

посилюється при деформації матеріалів з низькою енергією дефектів упакування [112], до якої належить досліджуваний тут сплав.

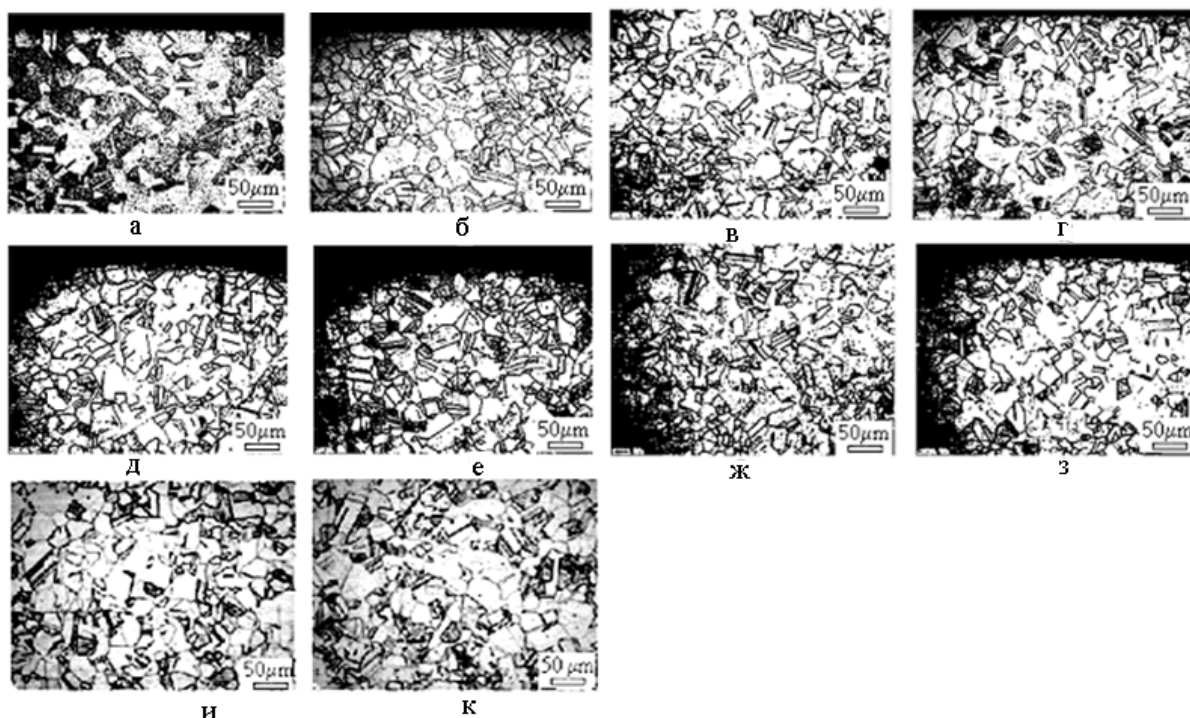


Рис. 3.9. Мікроструктура листів сплаву X18H10: (а, б) відповідають початковому стану; на (в-к) показані стани після ЗВ: (в, г), (д, е), (ж, з) та (и, к) показані мікроструктури після 0,5, 1, 3 та 5 циклів ЗВ, відповідно. а, в, д, ж, і знято у площині, перпендикулярній НП; б, г, з, е, к знято у площині, перпендикулярній ПН.

На рис. 3.8 видно, що орієнтації $\langle 110 \rangle$ мають найвищі значення полюсної густини на ОПФ НН. Нами встановлено значущі кореляції усереднених за напрямками листів значень межі міцності σ_B , умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$, відносного рівномірного подовження $\Delta l/l$ і параметра пошкоджуваності ω при одновісних випробуваннях на розтяг з величинами полюсної густини P_{110} , усередненими по обидва боки листів. Відповідні рівняння регресії й коефіцієнти надійності апроксимації представлені співвідношеннями

$$\sigma_B^{cp} = -292,6(P_{110cp})^2 + 884,6P_{110cp} + 12,9; R^2 = 0,94 \quad (3.5)$$

$$\sigma_{0,2}^{av} = -463,2(P_{110cp})^2 + 1362,0P_{110cp} - 667,8; R^2 = 0,81 \quad (3.6)$$

$$(\Delta l / l)_{cp} = 32,5(P_{110cp.})^2 - 99,6P_{110cp.} + 131,1; R^2 = 0,66 \quad (3.7)$$

$$\omega_{cp.} = -0,43(P_{110cp.})^2 + 1,43(P_{110cp.}) - 0,73; R^2 = 0,61 \quad (3.8)$$

У такий спосіб показано, що різні комбінації вихідної текстури прокатки, компоненти текстури зсуву $\{001\}\langle 110 \rangle$ і двійникові орієнтації формуються в листах під час знакозмінного вигину сплаву X18H10.

Роль двійникування збільшується при збільшенні числа циклів знакозмінного вигину, що підтверджується металографічними даними.

Анізотропія параметру пошкоджуваності і механічних властивостей має місце яку вихідному, так і в листах після знакозмінного вигину сплаву X18H10. Анізотропія зменшується зі збільшенням числа циклів знакозмінного вигину. Мінімальна анізотропія спостерігалася після 5 циклів знакозмінного вигину.

Анізотропія обумовлена, в основному, текстурою, сформованою в листах досліджуваного сплаву X18H10. Значущі квадратичні кореляції відбуваються між значеннями межі міцності, умовної межі плинності, відносного рівномірного подовження і параметра пошкоджуваності, усередненими за напрямками листів при одновісних випробуваннях на розтяг, з величинами полюсної густини P_{110} , усередненими по обидва боки листів.

3.4. Вплив знакозмінного вигину на текстуру, мікроструктуру, механічні властивості та пошкоджуваність сплаву титану типу VT1-0 після випробувань на одновісний розтяг

Анізотропію параметра пошкоджуваності текстурованих листів з α -титану після холодної прокатки з обтисненнями 20 % і 40 % за результатами вимірювань динамічного і статичного модуля Юнга раніше вивчалася у [113]. Стверджується, що найкращу згоду з експериментальною анізотропією дає уявлення про тензор пошкоджуваності як тензор 6-го рангу, а тензор 2-го рангу дає задовільну згоду. Для всіх листів отримали значну анізотропію коефіцієнта пошкоджуваності ω , який в залежності від обробки змінювався в межах від 0,5 до 0,78. Параметр пошкоджуваності титанового сплаву Ti-6Al-4V після відпалу

досліджували в роботі [114]. Для визначення параметру пошкоджуваності матеріалу використовували деградацію модуля Юнга, як один з найбільш ефективних методів оцінювання пошкоджуваності [115]. Експериментальні випробування навантаження-розвантаження були проведені і розроблені за допомогою численних моделей для побудови кривої еволюції експериментального ушкодження. Автори [114] отримали дуже низьке значення параметра пошкоджуваності, близько 0,1 для титанового сплаву. Аналогічні результати були отримані авторами [115] для міді і сталі. На їх думку, незважаючи на популярність методу деградації модуля Юнга для оцінки накопичення ушкоджень в конструкційних матеріалах, існують певні теоретичні та практичні труднощі в правильному застосуванні цього методу для отримання обнадійливих результатів. Тому, за даними авторів [114], необхідно уточнити необхідність використання вищезазначених методів. Коефіцієнти пошкоджуваності в роботах [113-115] були розраховані згідно з формулою (1.26) [47]. Як було зазначено вище у розділі 1, формулу (1.26) було отримано за припущенням ізотропного накопичення пошкоджень у металі [47]. Водночас, щоб розрахувати параметр пошкоджуваності ω в [52, 53, 91, 92], запропоновано альтернативний варіант, який, здається, більш виправданий при анізотропному накопиченні пошкоджень у металі. Параметр пошкоджуваності представлений тензором четвертого рангу. Раніше зазначалося, що в умовах одновісного напруження єдиний компонент ω цього тензора відрізняється від нуля [91, 92], і параметр пошкоджуваності може бути розрахований у цьому разі за формулою (1.27).

Нижче представлено результати наших досліджень закономірностей впливу малоциклового знакозмінного вигину (ЗВ) і кристалографічної текстури на анізотропію механічних властивостей і коефіцієнт пошкоджуваності ω листів комерційного титану VT1-0 при випробуваннях на одновісний розтяг зразків, вирізаних в різних напрямках листа титану після різної кількості циклів знакозмінного вигину [116].

Вплив знакозмінного вигину і текстури на анізотропію параметра пошкоджуваності при подальших одновісних випробуваннях на розтяг в листах титану і його сплавів раніше не вивчали.

На рис. 3.10 представлено ОПФ НН та ОПФ НП листа титану в початковому стані, а також ОПФ НН після різної кількості циклів ЗВ.

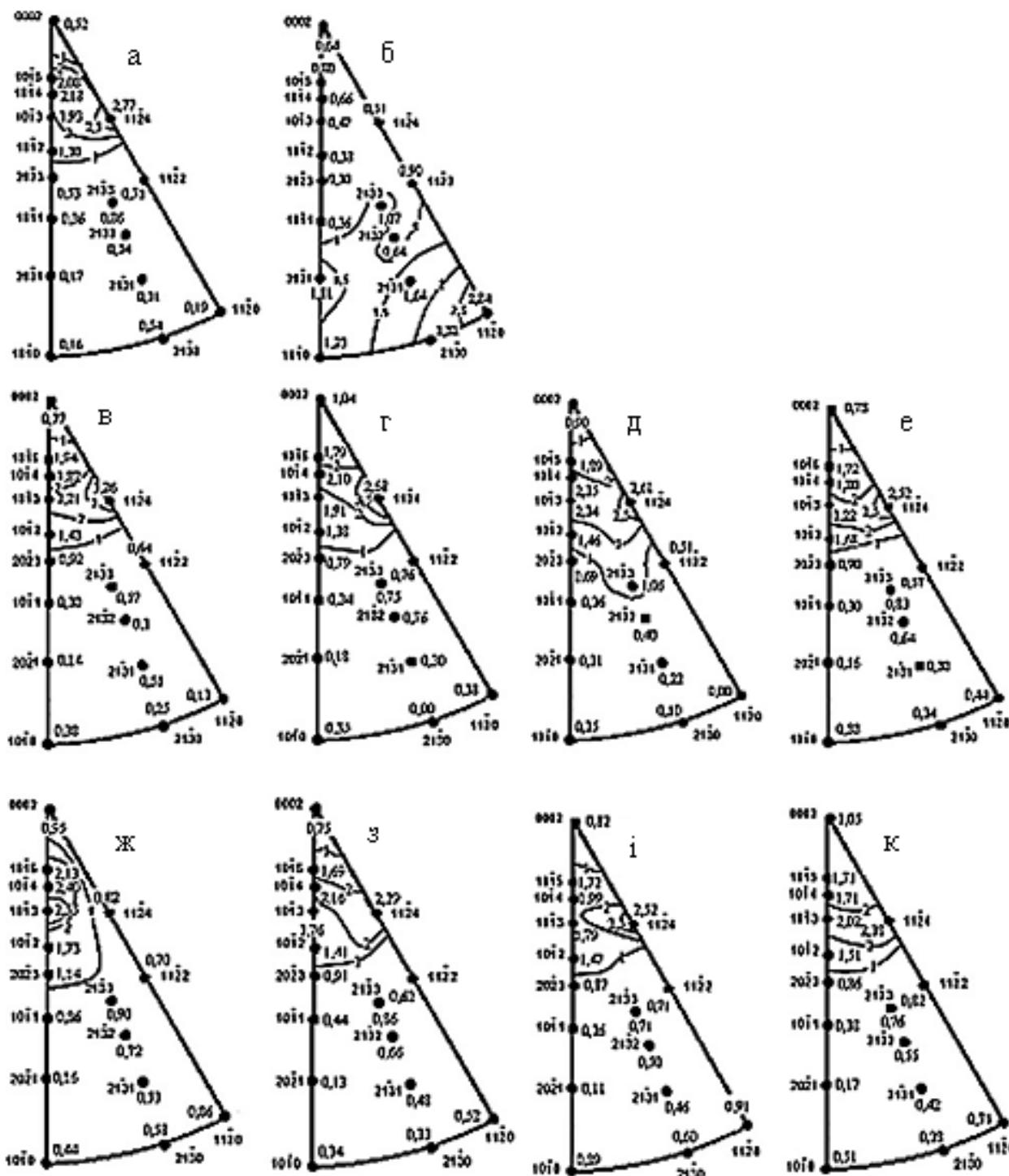


Рис. 3.10. ОПФ титанових листів: а, б відповідають НН і НП у початковому стані; в - к відповідають НН після знакозмінного вигину під час циклів 0,5 (в, г),

1 (д, е), 3 (ж, з) і 5 (і, к); в, е, з, к відповідають стороні листів, підданих розтягу на першій стадії деформації; г, д, ж, і відповідають стороні листів, підданих стиску на першій стадії деформації

Збільшена полюса густина на ОПФ НН вихідного листа (рис. 3.10, а) покриває велику площу, обмежену полюсами $\langle 10\bar{1}5 \rangle$, $\langle 10\bar{1}2 \rangle$, $\langle 11\bar{2}4 \rangle$. Саме тоді абсолютний максимум полюсної густини 2,77 розташований в полюсі $\langle 11\bar{2}4 \rangle$, а локальний максимум 2,18 відповідає полюсу $\langle 10\bar{1}4 \rangle$. Отже, базисна площина $\{0001\}$ нахилена від НН на кути $\pm 30^\circ$ уздовж сторони $\langle 0001 \rangle - \langle 10\bar{1}0 \rangle$ стереографічного трикутника, а також на $\pm 45^\circ$ уздовж сторони $\langle 0001 \rangle - \langle 11\bar{2}0 \rangle$. Водночас на ОПФ НП зона підвищеної полюсної густини обмежена полюсами $\langle 20\bar{2}1 \rangle$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, $\langle 21\bar{3}0 \rangle$, $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ з абсолютним максимумом 2,84 в полюсі $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ і локальним максимумом 1,81 в полюсі $\langle 20\bar{2}1 \rangle$.

Зона поблизу полюса $\langle 20\bar{2}1 \rangle$ відповідає орієнтаціям, викликаним двійникуванням на кристалографічних площинах $\{10\bar{1}1\}$ [114]. У такий спосіб, у вихідному листі сформувалась текстура, яка являє собою комбінацію двійників відпалу (рис. 3.10) з текстурою рекристалізації подвійного базисного типу з відхиленням базисних полюсів до ПН. Цю текстуру можна описати як $\{11\bar{2}4\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ з розсіюванням до $\{10\bar{1}4\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Така текстура була раніше описана, зокрема, в [114, 115].

Всі вивчені титанові листи мають текстуру подвійного базисного типу з відхиленням базисних полюсів до ПН. Однак кут відхилення і полюсна густина змінюються в залежності від кількості циклів ЗВ (рис. 3.10). Такі зміни текстури на різних етапах ЗВ вказують на процеси деформації шляхом ковзання і двійникування. Згідно з [117], формування зазначеної текстури забезпечується в результаті динамічної рівноваги змін орієнтації кристалів при пірамідальному і призматичному ковзанні в напрямку $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, з одного боку, і двійникування, з

іншого боку. Після деформації на 0,5 циклу ЗВ (рис.1, с, d) текстура аналогічна текстурі вихідного листа (рис.3.10, а). Однак максимальне значення полюсної густини на ОПФ НН стало більше на стороні листа, яка піддавалась розтяг уприви́гні (рис. 3.10, в). Збільшення густини базального полюса до 1,04 має місце (рис. 3.10, г). Це вказує на збільшення ролі базисного ковзання в зв'язку з придушенням двійникування [117].

На рис. 3.11 зображена відповідна мікроструктура. Видно, що вищезазначена тенденція підтверджується зменшенням числа двійників на відповідних знімках мікроструктури (рис. 3.11, в, г). Розподіл кристалічних орієнтацій після 1 циклу ЗВ (рис. 3.10д, е) стало аналогічним текстурі титанового листа після деформації 0,5 циклу ЗВ. Однак полюсна густина базисного компонента зменшилася і стала менше 1 на відміну від стадії 0,5 циклу ЗВ. Це свідчить про те, що роль базисного ковзання зменшилася, а роль двійникування збільшилася. Збільшилось число двійників на відповідних мікрознімках (рис.2, д, е).

Водночас форма двійників на мікрофотографіях, отриманих від торцевих поверхонь, перпендикулярних до НП і ПН, різна. В розрізі, перпендикулярному до НП, двійники тонкіші в порівнянні з двійниками в розрізі, перпендикулярному до ПН. В розрізі, перпендикулярному ПН, двійники ширші і гострі на кінцях, що є характерним для двійників $\{10\bar{1}2\}$ [118]. Можна припустити, що в розрізі, перпендикулярному ПН після 1 циклу ЗВ, переважають двійники широкі і гострі на кінцях, тоді як в розрізі, перпендикулярному НП, спостерігаються тонкі двійники, а також парні двійники [118]. Текстура може бути описана, в основному, як $\{10\bar{1}3\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ з розсіюванням до орієнтації $\{11\bar{2}4\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ після деформації 3 циклами ЗВ. При цьому кількість двійників збільшилась на відповідних мікрознімках (рис. 3.11, ж, з). В розрізі, перпендикулярному НП, спостерігались переважно двійники широкі і гострі на кінцях. Разом з тим є також тонкі двійники і парні двійники. У секції, перпендикулярній ПН, спостерігали більшу кількість тонких двійників, хоча

були також двійники широкі і гострі на кінцях, а також спарені двійники. Отже, текстура, сформована на стадії деформації 3 циклу ЗВ, може бути результатом динамічної рівноваги двійникування, пірамідального та призматичного ковзання [118].

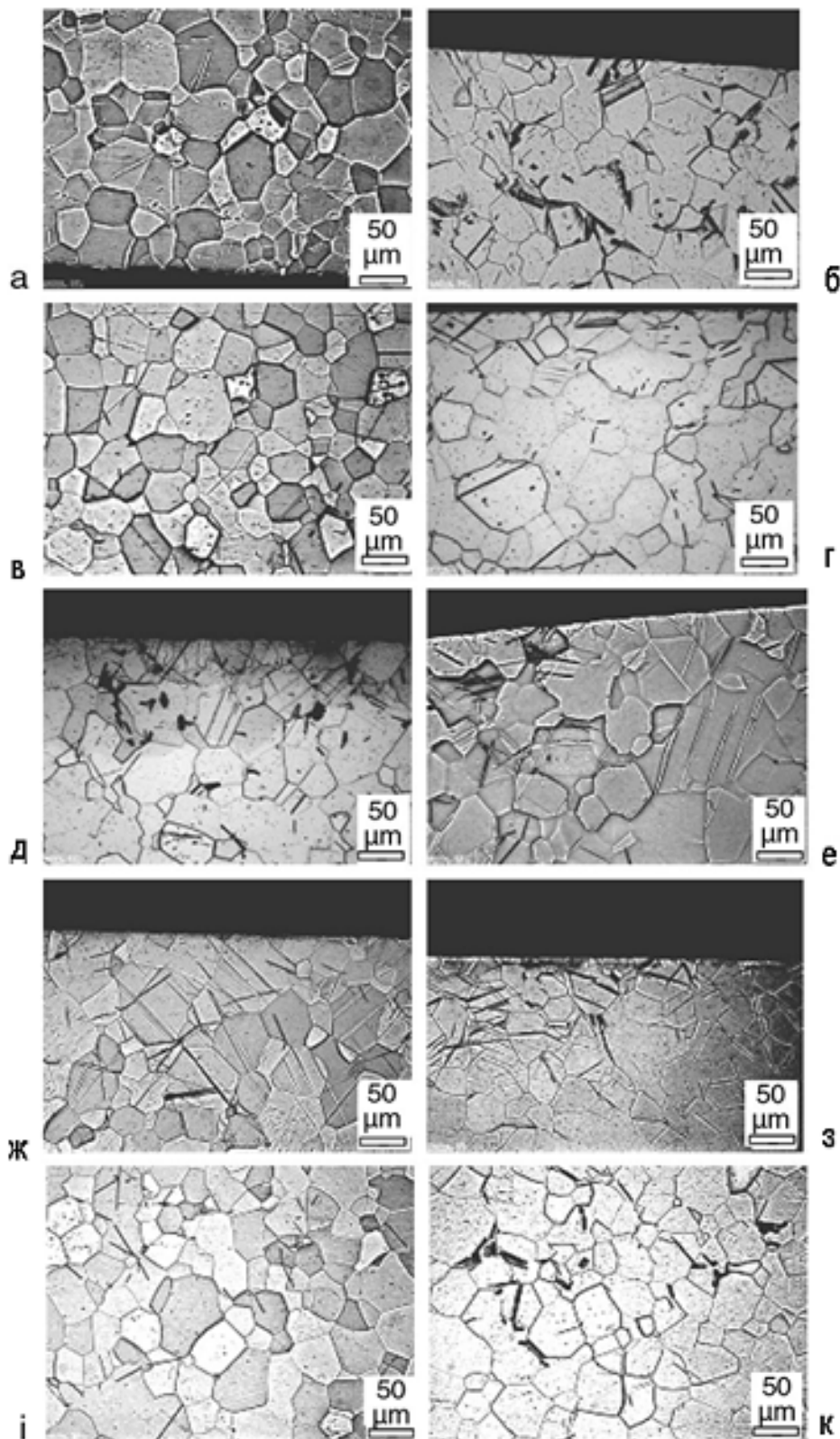


Рис. 3.11. Мікроструктура титанових листів в перетинах, перпендикулярних до НП (а, в, д, ж, і) і ПН (б, г, е, з, к); а, б відповідають початковому стану; в-к відповідають стану після знакозмінного вигину на 0,5; 1; 3; 5 циклів, відповідно.

Механізм базисного ковзання активується, а роль двійникування послаблюється в результаті 5 циклів ЗВ, внаслідок тенденції збільшення базисної текстури (рис.3.10, і, к). Про це свідчить, з одного боку, збільшення полюсної густини компонентів базисної текстури до значення 1,05 (рис. 3.10, к), з іншого боку, зменшилася кількість спостережуваних двійників на відповідних мікрофотографіях (рис. 3.11, і, к).

В рамках механіки суцільних середовищ зміна структури матеріалу може бути описана за допомогою 5 діапазонів пошкоджуваності ω : жодного ушкодження (починається з межі пружності), незначного, відновлюваного, неповторного і прогресивного руйнування (починається з межі міцності). Такі етапи пошкоджуваності можуть бути застосовані також до аналізу механічних випробувань напруження - деформація [119].

Ми оцінили параметри пошкоджуваності при напруженнях, які відповідають умовній межі плинності ($\omega_{0,2}$) та межі міцності (ω_B) за даними випробувань на одновісний розтяг. Параметри пошкоджуваності були розраховані за співвідношенням (2.7). При розрахунку параметрів пошкоджуваності в якості початкового значення модуля пружності ми використовували табличне значення для комерційного титану, а саме, 110 ГПа [120]. Значення модуля Юнга зразків титану в різних напрямках листів, виявлені за допомогою одновісних випробувань на розтяг при напруженнях умовної межі плинності і межі міцності на розрив після різного числа циклів ЗВ, представлено в табл. 3.1. В цілому модулі Юнга зменшуються зі збільшенням числа циклів ЗВ. Відбуваються його періодичні зміни модуля пружності. Модуль Юнга зменшується в НП, збільшується в ПН після 0,5 циклів ЗВ. Після 1 циклу ЗВ він має однакове значення в усіх трьох зазначених напрямках НП, ДН (тобто НП+45°) і ПН. Після 3 циклів ЗВ спостерігається закономірність, відзначена для 0,5 циклів ЗВ, але для менших значень модуля Юнга. Модулі Юнга знову

зменшуються після 5 циклів ЗВ. У цьому разі їхні значення в НП і ПН стають менше, ніж в ДН. Аналогічні періодичні зміни модуля, але з меншою амплітудою, також виникають при напруженнях межі міцності на розтяг.

Таблиця 3.1

Модуль Юнга титанових зразків при напруженні умовної межі текучості ($\sigma_{0,2}$) і межі міцності на розрив (σ_B) після різних циклів ЗВ

Цикли	E($\sigma_{0,2}$), ГПа			E(σ_m), ГПа		
	НП	ДН	ПН	НП	ДН	ПН
0	46,3	-	52,3	3,5	-	3,63
0,5	41,0	46,6	57,2	1,0	4,0	4,4
1	45,2	44,7	45,2	5,3	4,7	1,1
3	43,3	48,5	51,0	1,1	5,3	5,7
5	31,4	39,7	29,3	8,9	3,1	0,9

Результати механічних випробувань і параметри пошкоджуваності після різної кількості циклів ЗВ показано на рис. 3.12.

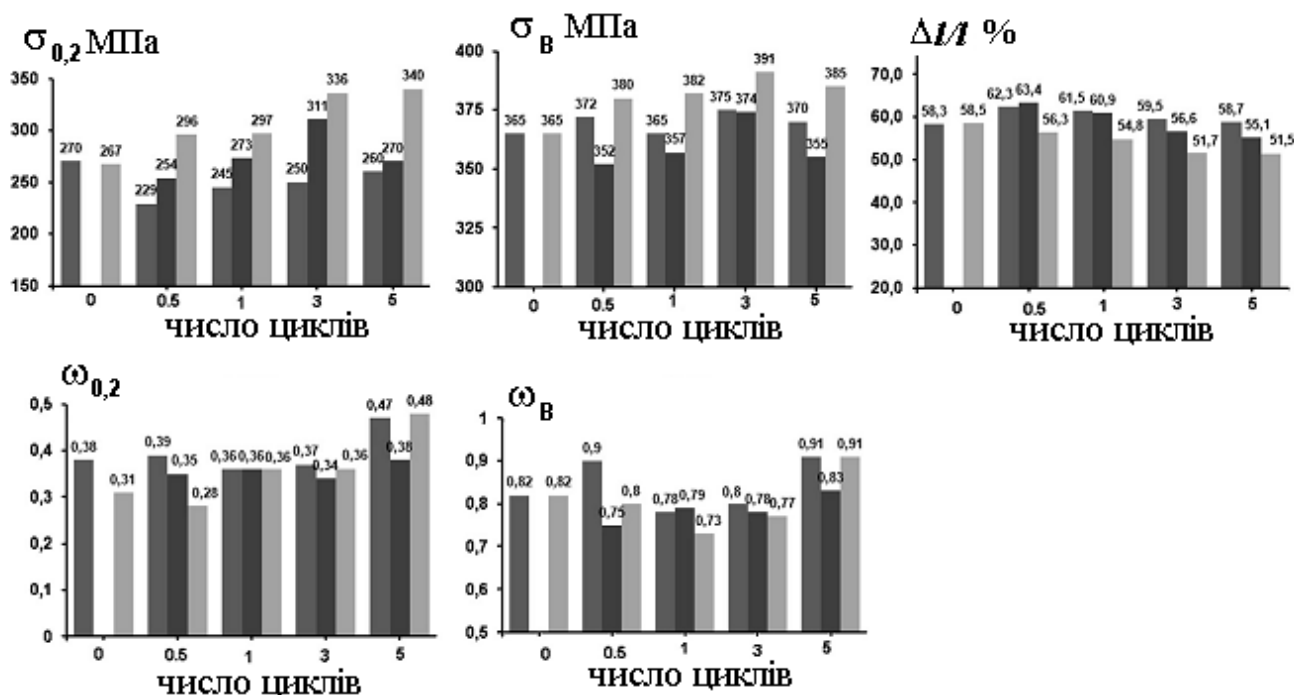


Рис. 3.12. Залежність межі міцності на розрив σ_B , умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$, відносного подовження $\Delta l/l$, а також параметра пошкоджуваності ω від кількості циклів ЗВ

Вище згадувалось про періодичні зміни характеру текстури для різної кількості циклів ЗВ. Цілком імовірно, що зміна характеру текстури, модуля Юнга та параметра пошкоджуваності взаємопов'язані.

Напружений стан титанових листів при ЗВ змінюється за знаком, а також змінюється їх текстура, накопичуються деякі пошкодження (наприклад, мікропори і, можливо, мікротріщини). Під час одновісного випробування на розтяг, напружений стан, притаманний кожному зразку, вирізаному з листа в різних напрямках, є однорідним, принаймні, до утворення шийки. У цьому разі пошкодження продовжують накопичуватися, внаслідок дії різних систем ковзання та двійникування, які пов'язані з текстурою, утвореною раніше при ЗВ. Отже, вивчаючи закономірності зміни параметра пошкоджуваності у вихідних зразках, а також після різної кількості циклів ЗВ, можна оцінити загальне накопичення пошкоджень як функцію кількості циклів ЗВ та текстури при випробуваннях на одновісний розтяг.

Спостерігається анізотропія механічних властивостей та параметра пошкоджуваності ω (рис. 3.12). При цьому змінюється також і коефіцієнт анізотропії k , розрахований за формулою (3.1).

Титанові листи мають мінімальні значення коефіцієнта анізотропії механічних властивостей (k не більше 1 %) у вихідному стані. Коефіцієнт анізотропії сягає максимального значення 4,7 % після 1 циклу ЗВ, а потім трохи зменшується і має значення 4,1 % після 5 циклів ЗВ. Коефіцієнти анізотропії $\sigma_{0.2}$ і Δ/l сягають максимуму після 3 циклів ЗВ (34 і 15 %, відповідно). Їх значення зменшуються після 5 циклів ЗВ до 31 та 14 %, відповідно, для $\sigma_{0.2}$ і Δ/l .

Коефіцієнт анізотропії $\omega_{0.2}$ мінімальний ($k = 0$) після 1 циклу ЗВ, а коефіцієнт анізотропії ω_B стає мінімальним ($k = 3,9$ %) після 3 циклів ЗВ.

Нами встановлено сильні кореляції між значеннями параметрів пошкоджуваності $\omega_{0.2}$ та ω_B , усередненими за напрямками листів та кількістю циклів ЗВ. Відповідні рівняння регресії та коефіцієнти надійності апроксимації мають вигляд

$$\omega_{0,2} = 0,006n^2 - 0,013n + 0,3524; R^2 = 0,95; \quad (3.9)$$

$$\omega_B = 0,013n^2 - 0,056n + 0,826; R^2 = 0,92. \quad (3.10)$$

Умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$ зразка після 0,5 циклу ЗВ зменшується в НП і зростає зі збільшенням числа циклів. Але початкове значення $\sigma_{0,2}$ (як у вихідному листі) не досягається. Значення $\sigma_{0,2}$ в ПН зростає до 3 циклів ЗВ, а потім стабілізується навколо певного значення.

Величина межі міцності σ_B після деформації ЗВ змінюється менше, чим значення $\sigma_{0,2}$, і вона коливається близько середньої величини. Ця характеристика має мінімальне значення в ДН (тобто у НП + 45°). Середні значення цих характеристик збільшуються з ростом кількості циклів, сягаючи максимального значення після 3 циклів ЗВ, і знижуються з подальшим збільшенням числа циклів. Відносно продовження показує протилежну тенденцію, а саме, після 3 циклів ЗВ спостерігається локальний мінімум величини $\Delta l / l$.

Проаналізуємо спостережувану анізотропію механічних властивостей та її зміни у зв'язку з кристалографічною текстурою після відповідних циклів ЗВ. Кристалографічні напрямки $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 21\bar{2}0 \rangle$ на ОПФ, в основному, однакові у відповідних напрямках листів НП, ДН і ПН. Самі зміни цих орієнтацій не сприяють анізотропії механічних властивостей, яка визначається відносними пропорціями орієнтацій, близьких до напрямку $[0001]$, для яких необхідна активізація систем двійникування або $\langle c + a \rangle$ ковзання, оскільки фактори Шміда для призматичного ковзання для них близькі до нуля [82]. Вище було зазначено, що текстура досліджених листів титану може бути описана розташуванням, паралельно площині прокатки кристалографічних площин $\{10\bar{1}3\}$, $\{10\bar{1}4\}$, $\{10\bar{1}5\}$ з розсіюванням до $\{11\bar{2}4\}$, включаючи $\{0001\}$, з різною полюсною густиною залежно від кількості циклів ЗВ. У цьому разі кристалографічні напрямки $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle 21\bar{2}0 \rangle$, (що лежать у вищезгаданих кристалографічних площинах), в основному, збігаються з НП, ДН (тобто НП +

45°) та ПН (рис. 3.10). Ця текстура узгоджується з попередніми результатами дослідження текстури титану. При такій текстурі гексагональна вісь c гексагональної призми нахилена від НН до 30-40° до ПН [121]. Раніше було показано [122], що в залежності від розташування осі навантаження в НП або ПН діючий механізм деформації може відрізнятись. Якщо вісь розтягу розташована в НП, деформація може здійснюватися за допомогою простого призматичного режиму ковзання. Коли вісь розтягу збігається з ПН, режим деформації буде складнішим за допомогою системи $\langle c + a \rangle$, системи двійникування або базисного ковзання, для якої критичне дозволене напруження ковзання в чотири рази більше, ніж для призматичного ковзання при кімнатній температурі. У тих самих напрямках зразки розтягувались під час механічних випробувань. У цьому контексті порівнюємо середні значення полюсної густини основних орієнтацій, визначених з ОПФ для вибраних напрямків у площині листів, з величинами механічних характеристик у відповідних напрямках листа (рис. 3.12). Відповідні значення полюсної густини та їхні середні значення представлено в табл. 3.2.

Таблиця 3.2.

Значення полюсної густини в НН, ДН та ПН, а також їх середні значення для листів титану, деформованих знакозмінним вигином з різною кількістю циклів

Цикли	НП			ДН (НП+45°)			ПН		
	$P_{\langle 11\bar{2}0 \rangle}$	$P_{\langle 20\bar{2}1 \rangle}$	P_{av}	$P_{\langle 11\bar{2}0 \rangle}$	$P_{\langle 20\bar{2}1 \rangle}$	P_{av}	$P_{\langle 10\bar{1}0 \rangle}$	$P_{\langle 20\bar{2}1 \rangle}$	P_{av}
0	2,84	1,81	2,33	2,69	1,77	2,23	2,78	2,01	2,40
0,5	2,44	1,61	2,03	2,53	1,43	1,98	2,82	2,04	2,43
1	2,61	1,79	2,20	2,70	1,89	2,30	3,18	2,19	2,69
3	2,65	1,85	2,25	3,29	2,30	2,80	3,49	2,43	2,96
5	2,78	1,93	2,36	2,81	2,10	2,46	3,54	2,50	3,02

Аналіз показав, що при збільшенні кількості циклів ЗВ існують значущі нелінійні (квадратичні) кореляції значень σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\Delta l/l$, $\omega_{0,2}$ та ω_B з відповідними величинами усередненої полюсної густини P_{cp} у НП, ДН та ПН.

Ми отримали наступні рівняння регресії, які разом з відповідними коефіцієнтами надійності наближення представлено в таблиці 3.3.

У такий спосіб показано, що спостережувана анізотропія механічних властивостей та параметра пошкоджуваності, а також їх зміна зі збільшенням числа циклів знакозмінного вигину в листах титану здійснюється, в основному, за рахунок відповідних змін текстури. При цьому найбільші зміни структури механічних властивостей, а також параметра пошкоджуваності виникають протягом перших трьох-п'яти циклів знакозмінного вигину.

Таблиця 3.3.

Результати кореляційного аналізу механічних властивостей, параметра пошкоджуваності та текстурних характеристик титанових листів при випробуваннях на одновісний розтяг після знакозмінному вигину

Напрямок у листі титану	Рівняння регресії	Коефіцієнт надійності апроксимації R^2
НП	$\sigma_B = -46,1P_{cp}^2 + 171,5P_{cp} + 218,6$	0,66
	$\sigma_{0,2} = 82,4P_{cp}^2 - 248,4P_{cp} + 393,9$	0,89
	$\varepsilon = -20,5P_{cp}^2 + 77,5P_{cp} - 10,3$	0,89
	$\omega_{0,2} = 2,5P_{cp}^2 - 10,8P_{cp} + 12,0$	0,72
	$\omega_B = 4,3P_{cp}^2 - 18,8P_{cp} + 21,4$	0,89
ДН	$\sigma_B = 42,1P_{cp}^2 - 175,8P_{cp} + 535,7$	0,94
	$\sigma_{0,2} = 64,8P_{cp}^2 - 243,3P_{cp} + 393,9$	0,95
	$\Delta l / l = 13,2P_{cp}^2 - 72,5P_{cp} + 155,5$	0,78
	$\omega_{0,2} = -0,16P_{cp}^2 + 0,74P_{cp} - 0,50$	0,75
	$\omega_B = -0,28P_{cp}^2 + 1,40P_{cp} - 0,91$	0,84
ПН	$\sigma_B = -65,2P_{cp}^2 + 379,4P_{cp} - 163,8$	0,73
	$\sigma_{0,2} = 71,5P_{cp}^2 - 287,2P_{cp} + 557,0$	0,90
	$\Delta l / l = 1,9P_{cp}^2 - 20,4P_{cp} + 95,8$	0,95
	$\omega_{0,2} = 0,29P_{cp}^2 - 1,33P_{cp} + 1,84$	0,75
	$\omega_B = 1,4P_{cp}^2 - 7,5P_{cp} + 10,8$	0,81

Висновки до 3 розділу

1. При гвинтовій екструзії сплаву 10Г2 має місце градієнт текстури, а саме, перехід орієнтировок пресування $\{111\}_{uvw}$ (γ – волокно) у центрі зразка до компонентів кручення типу $\{110\}_{uvw}$ на периферії. При цьому вісь екструзії поступово обертається навколо напрямку $\langle 111 \rangle$ від напрямку $\langle 113 \rangle$ до напрямку $\langle 110 \rangle$ у різних шарах зразка.

2. У листах сплаву 08кп має місце анізотропія механічних властивостей і параметра пошкоджуваності при одновісних випробуваннях на розтяг після деформації знакозмінним вигином. При цьому параметр пошкоджуваності має мінімальне значення після трьох циклів знакозмінного вигину. Пошкоджуваність збільшується зі збільшенням інтенсивності «крихких» компонентів текстури типу $\{001\} \parallel \text{НН}$ та зменшується з ростом інтенсивності «в'язких» компонентів текстури, таких як $\{110\}$, $\{112\}$, $\{111\} \parallel \text{НН}$.

3. У листах сплаву Х18Н10 має місце анізотропія параметра пошкоджуваності і механічних властивостей при випробуваннях на одновісний розтяг як у вихідному листі, так і в листах після попередньої деформації різною кількістю знакозмінного вигину. Анізотропія зменшується зі збільшенням числа циклів і досягає мінімуму після 5 циклів знакозмінного вигину. За даними кореляційного аналізу анізотропія обумовлена, насамперед, текстурою, сформованою в листах досліджуваного сплаву Х18Н10.

4. У листах титану ВТ1-0 має місце анізотропія механічних властивостей та параметра пошкоджуваності при випробуваннях на одновісний розтяг після попередньої деформації різною кількістю циклів знакозмінного вигину. Анізотропія механічних властивостей та параметра пошкоджуваності, а також їх зміна зі збільшенням числа циклів знакозмінного вигину здійснюється, в основному, за рахунок відповідних змін текстури. При цьому найбільші зміни структури механічних властивостей, а також параметра пошкоджуваності виникають протягом перших трьох-п'яти циклів знакозмінного вигину.

РОЗДІЛ 4

ФРАКТАЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ХАРАКТЕР РУЙНУВАННЯ ДРОТІВ ТА ЛИСТІВ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА З ВУГЛЕЦЕМ

4.1 Руїнування арматурних сталевих канатів захисних оболонок атомних енергоблоків та фрактальна розмірність поверхонь їх руїнування.

Останнім часом стає все більш актуальним захист навколишнього середовища від забруднень. Через це збільшуються вимоги, зокрема, до безпеки експлуатації енергоблоків атомних електростанцій (АЕС). Одним з важливих елементів безпеки АЕС є захист куполів реактора (захисних оболонок над реактором). Купол реактора виконують із залізобетону [123]. Для більшої надійності купол та циліндричну частину захисної оболонки реактора АЕС армують за допомогою сталевих канатів. Ці арматурні канати (АК) виконують з так званого арматурного дроту класу В-II.

Розрив дротів АК під час експлуатації є неприпустимим з погляду безпеки. Тому прогнозування часу безпечної експлуатації є дуже актуальним, зокрема, в Україні частина АЕС експлуатується вже більше 30 років [124]. Але в опублікованих дослідженнях захисних оболонок АЕС основна увага приділяється стану залізобетонної частини конструкцій, методик оцінювання стану її безпеки [125-127].

Але причини розривів АК під час їх експлуатації у АЕС вивчено недостатньо. Висуваються різні причини. Наприклад, вважається, що причинами руїнування можуть бути технологія виготовлення АК (недосконалі структура, геометрія перетину та механічні властивості металу дроту). В інших випадках переважними чинниками вважаються особливості експлуатації АК (надто високі знакозмінні нерівномірні навантаження, тертя дротів між собою, вплив агресивного середовища тощо).

Отже, для виявлення ролі вищезазначених чинників на особливості розривів дротів захисних АК оболонок АЕС слід залучити комплекс досліджень структури, механічних властивостей, методів фрактографічного аналізу

поверхонь руйнування після розриву металу дротів з використанням фрактального аналізу характеру руйнування. На користь необхідності залучення фрактального аналізу і визначення фрактальної розмірності зламів свідчать опубліковані дані про фрактальну природу крихкого руйнування металу при випробуваннях на ударний вигин [62]. Виявлено, що мають місце значущі кореляційні зв'язки фрактальної розмірності границь зерен металу оболонки тиску з енергією руйнування, межею плинності, величиною тиску, при якому відбулось руйнування) [65]. Знайдено зв'язок довговічності металу та зварювальних з'єднань при малоцикловому навантаженні з фрактальною розмірністю зламів [71].

Нижче представлено результати наших комплексних досліджень зі встановлення основних чинників експлуатаційних розривів захисних АК оболонки АЕС [128]. Комплекс таких досліджень складається з

- визначення відповідності металу дротів вимогам ДСТУ;
- виявлення особливостей пошкоджень на поверхні дротів, характеру зламів як експлуатаційних, так і при випробуваннях ділянок у безпосередній близькості до експлуатаційних розривів, а також при випробуваннях неушкоджених ділянок дротів;
- визначення фрактальної розмірності зламів;
- кореляційний та регресійний аналіз зв'язків між фрактальною розмірністю експлуатаційних поверхонь руйнування та механічними властивостями й параметрами пошкоджуваності металу дротів.

Результати досліджень хімічного складу металу ділянок досліджуваних канатів(умовно назвемо їх АК1 та АК2), представлено у табл. 4.1. Для досліджень обрано ділянки умовно «зліва» та «справа» від місця розриву, а також неушкоджена частина дротів, яку умовно назвемо «ціла».

Як видно з табл. 4.1, метал дротів відповідно до ТУ У 00191046.014-95 має хімічний склад, близький до сталі 85. Водночас у металі АК1 виявлено Ni, що не передбачено ДСТУ 14959-79. Але присутність нікелю може лише поліпшити пластичні та корозійні властивості металу, а також підвищити його міцність,

тому що нікель сприяє подрібненню зерен металу. Видно також, що в металі дроту АК2 вміст Mn є заниженим, що може сприяти крихкому руйнуванню.

Таблиця 4.1.

Хімічний склад металу досліджених дротів захисних канатів АЕС, мас. %

Канат	Ділянка*	C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Cu
АК1	«зліва»	0,80	0,32	0,54	0,68	0,020	0,01	0,129	0,080
	«справа»	0,80	0,23	0,47	0,68	0,020	0,01	0,123	0,093
	«ціла»	0,80	0,33	0,70	0,70	0,017	0,01	0,126	0,138
АК2	«зліва»	0,88	0,30	0,44	-	0,015	0,01	0,104	0,034
	«справа»	0,84	0,23	0,40	-	0,015	0,01	0,106	0,031
	«ціла»	0,89	0,29	0,41	-	0,014	0,01	0,109	0,047
Сталь 85	ГОСТ 14959-79	0,82-0,90	0,17-0,37	0,5-0,8	-	-	-	≤ 0,25	-

* - місце дослідження відносно експлуатаційних розривів дротів АК

Дослідження шліфів показали, що включення представляють собою оксиди та силікати. Їх кількість має показник не вище за бал № 1 згідно з Держстандартом 1778-70 за шкалами «Оксиди точкові» і «Силікати деформування».

Металографічна структура металів дротів обох АК представлена сорбітом, троститом та їх сумішшю.

Замір діаметрів дротів АК показав, що середня величина діаметра дротів АК2 складає 5,0 мм, а овальність не перевищує 0,08 мм, що вимагає п. 2.2 ТУ У 00191046.014-95. Водночас у дротів АК1 діаметр виявився меншим за 5 мм. Причому відхилення було близько 3 %.

Середні величини механічних характеристик металу дротів досліджуваних АК представлено у табл. 4.2.

Видно, що значення межі міцності та плинності металу з неушкодженої ділянки («ціла») обох канатів відповідають ТУ У 00191046.014-95.

Але трапляються певні порушення стабільності пластичних властивостей металу канату АК1.

Таблиця 4.2

Середні величини механічних характеристик металу дротів досліджуваних АК

Канат	Ділянка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	D	ω	δ	ψ
		МПа				%	
АК1	«зліва»	1664,4	1469,0	1,11	0,13	1,1	10,8
	«справа»	1741,6	1530,4	1,08	0,39	2,3	15,7
	«ціла»	1806,0	1586,2	–	0,59	5,2	37,2
АК2	«зліва»	1785,0	1544,4	1,07	0,53	4,2	34,2
	«справа»	1695,1	1370,2	1,10	0,49	3,2	13,1
	«ціла»	1754,3	1456,9	–	0,84	6,3	46,8
ТУ У 00191046.014-95		Не менше					
		1670,0	1401,3*	–	–	4,0	–

* значення отримано розрахунком, оскільки у ТУ У 00191046.014-95 вказано лише клас міцності 1400 та зусилля, що відповідає умовній границі плинності $P_{0,2}=27500$ N для дроту діаметром 5 мм.

Наприклад, на ділянці «зліва» від місця експлуатаційного розриву дроту АК1 δ зменшилося більше, ніж на 78 %, а ψ – більш, ніж на 70%. На ділянці «справа» їх зміна перевищила 55% відносно відповідних характеристик неушкодженої «цілої» ділянки, що перевищує вимоги до відхилення ТУ У 00191046.014-95. Зазначених порушень стабільності пластичності було виявлено під час, коли руйнування зразків металу дротів починалося від дефектів поверхні, що з'явилися навколо місця експлуатаційного руйнування.

На бічній поверхні дротів різних ділянок канату АК1 відбувалися корозійні пошкодження різної величини. Найсильніші ушкодження спостерігалися на ділянці дроту «зліва» від місця експлуатаційного розриву АК1 (рис. 4.1, а). Менш значні подібні ушкодження були на

ділянці АК1 «справа» (рис. 4.1, б). На дротах «цілої» (неушкодженій) ділянки подібні ушкодження є практично відсутніми (рис. 4.1, с).

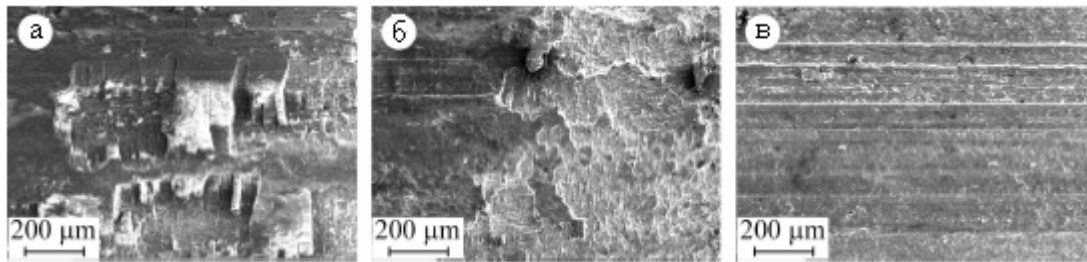


Рис. 4.1. Корозійні ушкодження поверхні дротів каната АК1. Знімки а, б, в відповідають ділянкам «зліва», «справа» та «ціла» відносно місця експлуатаційного розриву

Дроти канату АК2 характеризувались іншою зміною параметрів пластичності. Зменшення характеристик δ і ψ спостерігалось, в основному, у металі дроту на ділянці «справа» від місця руйнування, як це видно з табл. 4.2. Значення умовної межі плинності дроту АК2 виявились менше, ніж того вимагають ТУ У 00191046.014-95. Спостерігалась значна кількість поперечних тріщин на ділянках «справа» від місця розриву дротів АК2. Причиною їх виникнення може бути фретинг-корозія (корозія при терті двох поверхонь в умовах впливу корозійного середовища) (рис. 4.2).

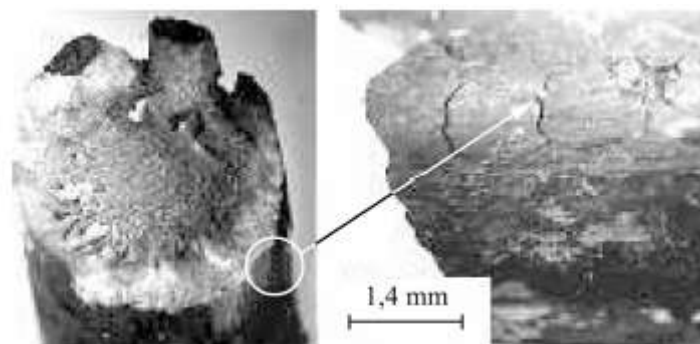


Рис. 4.2. Макрофрактограма зламу та тріщини на поверхні ділянки «справа» від розриву каната АК2

Як показано у [129, 130], однією з наслідків фретинг-корозії може бути руйнування дротів канатів, що випробовують значні напруження.

З вищезазначеного можна дійти висновку, що знайдені на поверхнях дротів досліджуваних канатів корозійні ушкодження є джерелом появи фретинг-корозійних тріщин. Оскільки арматурні канати захисних оболонок АЕС мають значний період експлуатації в умовах великих напружень, то виникнення фретинг-корозійних тріщин є досить ймовірним. Як механізм виникнення фретинг-корозійних тріщин може бути такий сценарій. При контакті сусідніх дротів з'являються вищербини, зазвичай, не поодинокі, від яких зароджуються тріщини. Під час експлуатації мікротріщини можуть об'єднуватись в одну магістральну тріщину, яка поступово поширюється через поперечний переріз дроту.

На рис. 4.3 показано фрактограми поверхонь експлуатаційного руйнування металу дротів канатів АК1 і АК2, відповідно.

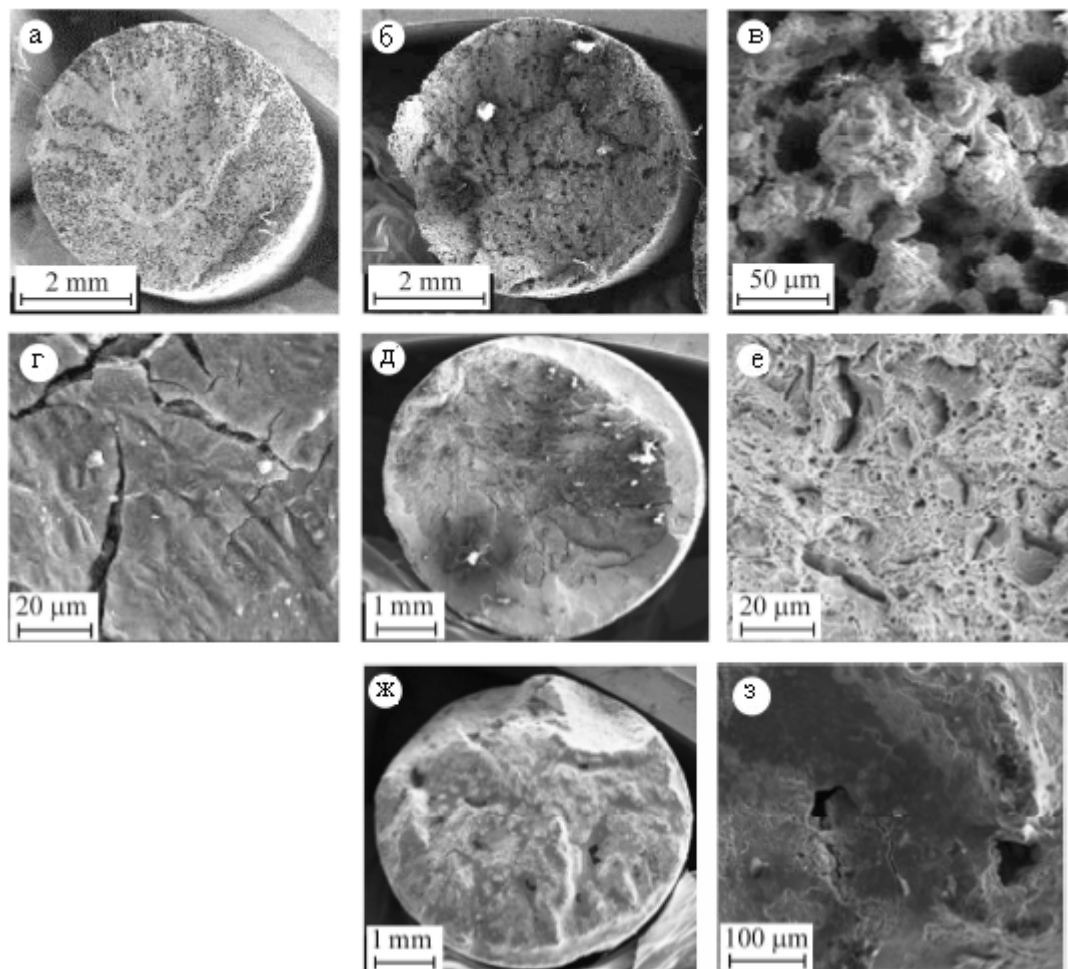


Рис. 4.3. Фрактограми експлуатаційних руйнувань зламів дротів АК1 (а–в) і АК2 (г–з) ділянок «зліва» (а, б) і «справа» (в, г) відносно місця розриву після очищення від продуктів корозії.

На фрактограмах ділянки зламу «зліва» від місця розриву канату АК1 спостерігається велика кількість глибоких корозійних виразок (рис. 4.3 а, в, г). У деяких випадках є суцільна, але розтріскана оксидна плівка (рис. 4.3, г). На ділянках зламів обірваних дротів «зліва» від місця розриву виразки мають більші розміри, ніж «справа» (рис. 4.3, б). На жаль, навіть після очищення на поверхні руйнування канату АК1 залишилися сліди корозії, що затіняють деталі зламів. Однак макроскопічні особливості все ж таки вдалося проаналізувати. Зокрема, по всій поверхні зламу «зліва» має місце велика кількість заглиблень, покритих оксидами.

Як видно на фрактограмі зламу дроту ділянки «зліва» каната АК2 (рис. 4.3, д, е), початок руйнування дроту знаходився, найімовірніше, у центральній частині його перерізу (рис. 4.3, д), а на ділянці «справа» від місця розриву (рис. 3, ж, з) – від його зовнішньої поверхні (рис. 4.3, ж).

Руйнування ділянки «зліва» від місця розриву на макрорівні носить класичний для зміцнених сталей в'язкий характер, що має дуже дрібні ямки відриву та вторинне розтріскування вздовж меж трооститних компонентів (рис. 4.3, е).

На фрактограмі ділянки дроту «справа» від місця розриву канату АК2 більш чітко спостерігається велика кількість глибоких виразок корозійного характеру. Але їх обриси недостатньо виражені внаслідок наявності оксидної плівки на поверхні (рис. 4.3, з).

Застосування фрактального аналізу до експлуатаційних зламів виявило (табл. 4.3), що ФР зламу дроту ділянки «зліва» від місця розриву каната АК1 становила $D_{зліва}^{AK1} = 1,11 \pm 0,01$, а на ділянці «справа» від місця розриву каната АК1- $D_{справа}^{AK1} = 1,08 \pm 0,01$. Для поверхонь руйнування канату АК2 виявилося навпаки, що $D_{зліва}^{AK2} = 1,07 \pm 0,01$, а $D_{справа}^{AK2} = 1,10 \pm 0,01$.

Порівняння механічних характеристик та величини параметра пошкоджуваності ω (табл. 4.2) показало, що метал, який має менші значення пластичних властивостей і руйнується крихко, має більшу величину параметра

пошкоджуваності ω . Відомо, що пошкоджуваність при руйнуванні за крихким механізмом забезпечують дефекти, що не викликають макроскопічних пластичних деформацій, на відміну від пошкоджуваності при руйнуванні за в'язким механізмом. В останньому випадку при пластичній деформації виникають великі дефекти та їх скупчення, що утворюють порожнини [131].

Проведений нами аналіз виявив, що величини показників пластичності та параметра пошкоджуваності металу дроту на ділянці «зліва» від місця розриву канату АК1 мінімальні ($\delta = 1,1 \%$; $\psi = 10,8 \%$; $\omega = 0,13$), саме тоді, коли відповідне значення фрактальної розмірності є максимальною ($D_{зліва}^{AK1} = 1,11 \pm 0,01$). Характеристики пластичності дроту каната АК2 та пошкоджуваності є мінімальними на ділянці «справа» від місця розриву ($\delta = 3,2 \%$; $\psi = 13,1\%$; $\omega = 0,49$). Для цієї же ділянки дроту каната АК2 відповідна фрактальна розмірність є максимальною ($D_{справа}^{AK2} = 1,10 \pm 0,01$).

У такий спосіб зазначено, що

1) у зруйнованих в процесі експлуатації досліджуваних дротів канатів захисних оболонок АЕС спостерігаються певні закономірності зв'язку пластичних властивостей дротів з фрактальною розмірністю зламів, а саме, більшим показникам пластичності відповідає менша фрактальна розмірність, і навпаки.

2) зародження та розвиток корозійних тріщин за рахунок фретинг-корозії при тривалій експлуатації сильно напружених канатів захисних оболонок АЕС може бути першопричиною їх передчасного руйнування.

4.2 Текстура та руйнування посудини внутрішнього тиску зі сплаву заліза з вуглецем марки Ст20 з ОЦК граткою

Результати механічних випробувань представлено у табл. 4.3. Видно, що має місце анізотропія механічних характеристик. Мінімальні значення властивості міцності знайдені в НП, а максимальні – у ДН. У ПН вони приймають проміжне значення. Відносне продовження ϵ показує протилежну поведінку. Коефіцієнти

анізотропії η , розраховані за формулою (3.1), склали 6,27%, 6,25% та 9,68 % для $\sigma_{0,2}$, σ_A та $\varepsilon = \Delta l/l$, відповідно.

Таблиця 4.3

Механічні властивості сплаву Ст20К, вирізані в різних напрямках

Кут з НП, град.	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\delta = \Delta l/l$, %
0	255	400	31,0
15	258	405	30,2
30	265	416	28,8
45	271	425	28,0
60	270	424	28,4
75	266	418	29,4
90	265	415	30,0

Експериментальні ОПФ сплаву Ст20К представлено на рис. 4.4.

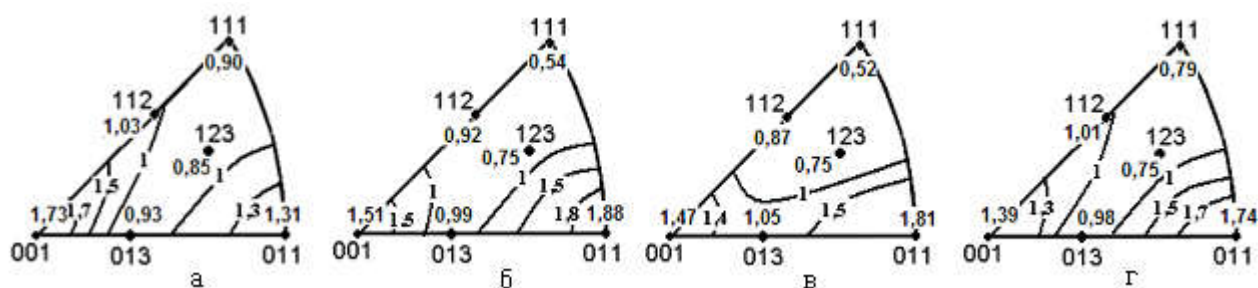


Рис. 4.4. ОПФ сплаву Ст20К: а– ОПФ НН; б-г – відповідно ОПФ НП, ДН і ПН

На рис.4.4 видно, що паралельно площині прокатки металу розташовані сімейства кристалографічних площин $\{001\}$ та $\{110\}$, оскільки їх полюсна густина перевищує 1, яка відповідає стану без текстури. Кристалографічні напрямки $\langle 110 \rangle$ та $\langle 100 \rangle$ сімейств, в основному, збігаються з НП, ПН і ДН (тобто НП + 45°). Нами була розрахована тривимірна ОПФ (рис. 4.5) в просторі ідеальних орієнтацій на базі ОПФ НН та ОПФ НП (рис. 4.4, а,б).

Проведений нами аналіз ФРО (рис. 4.5) показав, що текстуру можна описати комбінацією ідеальних орієнтацій типу $\{100\}\langle hkl \rangle + \{110\}\langle hkl \rangle$ з різним

об'ємним вмістом, що представлено в табл.4.4, як це було визначено аналізом ФРО.

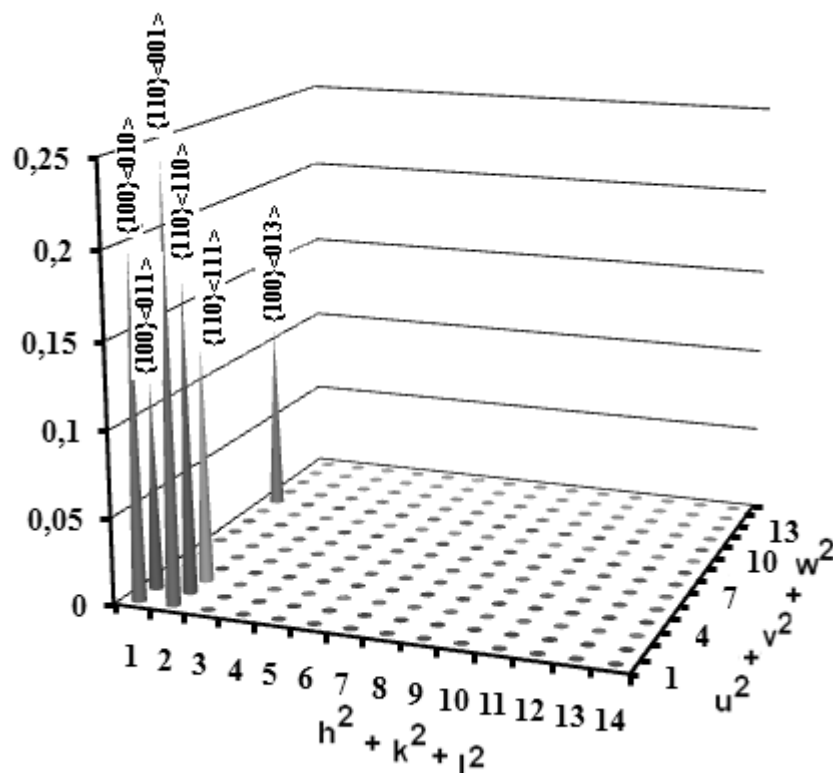


Рис. 4.5. Трьохмірна ОПФ сплаву Ст20К у просторі ідеальних орієнтацій, розрахована з ОПФ НН та ОПФ НП, представлених на рис. 4.4.

Таблиця 4.4.

Ідеальні орієнтації та їх об'ємний вміст з аналізу ФРО сплаву Ст20К

{hkl}	{100}	{100}	{100}	{110}	{110}	{110}
<uvw>	<010>	<011>	<013>	<110>	<111>	<001>
Об'ємний вміст	0,20	0,12	0,11	0,18	0,14	0,25

З табл. 4.4. видно, що текстура представлена, в основному, орієнтаціями зазначених вище напрямків випробувань НП, ДН (тобто НП+45°) і ПН, з якими збігаються кристалографічні напрямки <110> і <100>. Для визначення ролі кристалографічної текстури у виникненні анізотропії механічних властивостей і проведення кореляційного аналізу характеристик текстури та механічних

властивостей ми розрахували розподіл сумарної полюсної густини ($P_{100} + P_{110}$) на ОПФ у площині прокатки через кожні 15° від НП до ПН (табл. 4.5).

Таблиця 4.5.

Розподіл ($P_{100} + P_{110}$) у площині прокатки

Значення ($P_{100} + P_{110}$) у площині прокатки сплаву Ст20К							
Кут з НП, °	0	15	30	45	60	75	90
($P_{100} + P_{110}$)	3,39	3,38	3,33	3,27	3,20	3,15	3,13

Проведений нами кореляційний аналіз виявив значущі нелінійні (квадратичні) кореляційні зв'язки усереднених за кількістю випробувань механічних характеристик межі міцності σ_B , умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$ та відносного подовження δ з величиною ($P_{100} + P_{110}$) у площині прокатки. Відповідні рівняння регресії з високими коефіцієнтами надійності апроксимації мають вигляд

$$\sigma_{0,2} = -641,7P_{100+110}^2 + 4150P_{100+110} - 6439; R^2 = 0,99 \quad (4.1)$$

$$\sigma_B = -1026 \cdot P_{100+110}^2 + 6637P_{100+110} - 10308; R^2 = 0,99 \quad (4.2)$$

$$\delta = 145,7P_{100+110}^2 - 947,4P_{100+110} - 1567; R^2 = 0,99 \quad (4.2)$$

Як видно, відносне подовження δ має протилежний характер залежності від розподілу полюсної густини в порівнянні з властивостями міцності.

Отже, анізотропія механічних властивостей досліджуваного сплаву Ст20К у площині прокатки обумовлена, насамперед, кристалографічною текстурою металу.

4.3. Фрактальна розмірність поверхонь руйнування при випробуваннях на ударний вигин та в'язкість руйнування сплаву Ст20 з ОЦК ґраткою

Оцінку опору конструкційних матеріалів крихкому руйнуванню зазвичай проводять одним з найпоширеніших методів – випробування при різних температурах серії зразків Шарпі на ударну в'язкість (KCV). В результаті будують графік залежності величини ударної в'язкості від температури і

встановлюють критичну температуру переходу матеріалу з в'язкого в крихкий стан (T_x). Як відомо, цій температурі відповідає вид зламу, в якому частка крихкої і в'язкої складової знаходиться в співвідношенні «50:50» [132].

Для виконання ударних випробувань використовується різне обладнання та методики оцінки отриманих даних, що призводить до їх значного розкиду. Крім того, наявність текстури в самому матеріалі, що обумовлює, як відомо, анізотропію його фізико-механічних властивостей, теж входить до числа причин подібного розкиду. У зв'язку з цим, при фізичних дослідженнях і механічних випробуваннях слід також враховувати напрям вирізки зразків з листів або трубчастих фрагментів досліджуваних матеріалів. Тому випробування на ударний вигин були проведені у різних напрямках, а саме, у НП, ДН (тобто (НП+45°) і ПН.

Результати фрактографічного аналізу зламів представлені на рис. 4.6-4.7, а результати дослідження фрактальної розмірності показано у табл. 4.6.

З метою визначення загального характеру руйнування попередні дослідження проводилися при невеликому збільшенні (рис. 4.6, а).

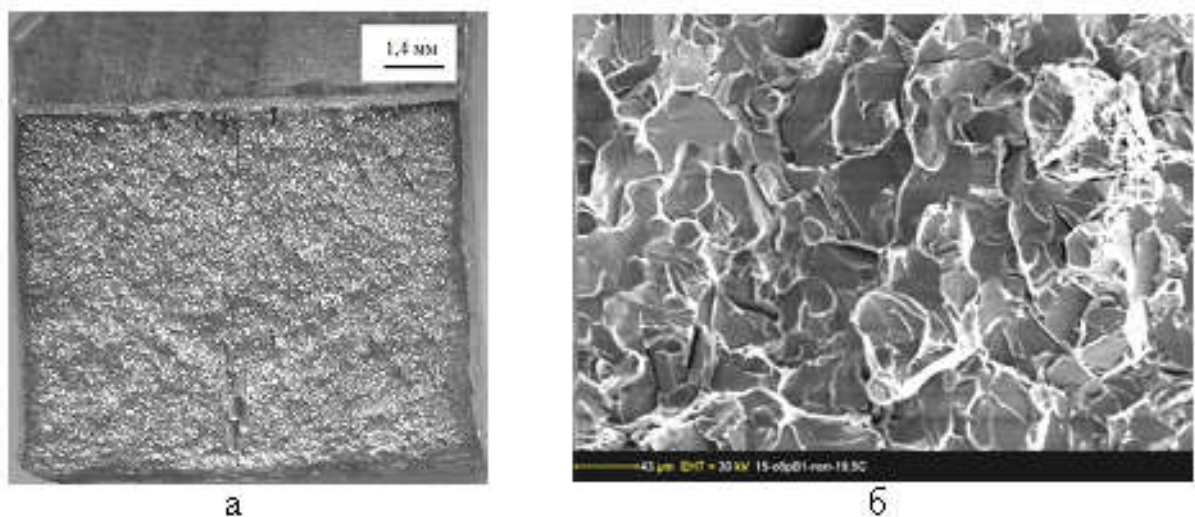


Рис. 4.6. Поверхня зламу в зразку ПН після випробування при температурі 20°C: загальний вигляд - а; в центрі зламу – б

Це дозволило точно встановити положення ділянок крихкого і в'язкого руйнування, а також початок руйнування.

У зв'язку з особливостями напруженого стану у вершині надрізу зразка V-Шарпі, руйнування під надрізом в основному починається в'язко, навіть при негативних температурах (рис. 4.7, а, в, д).

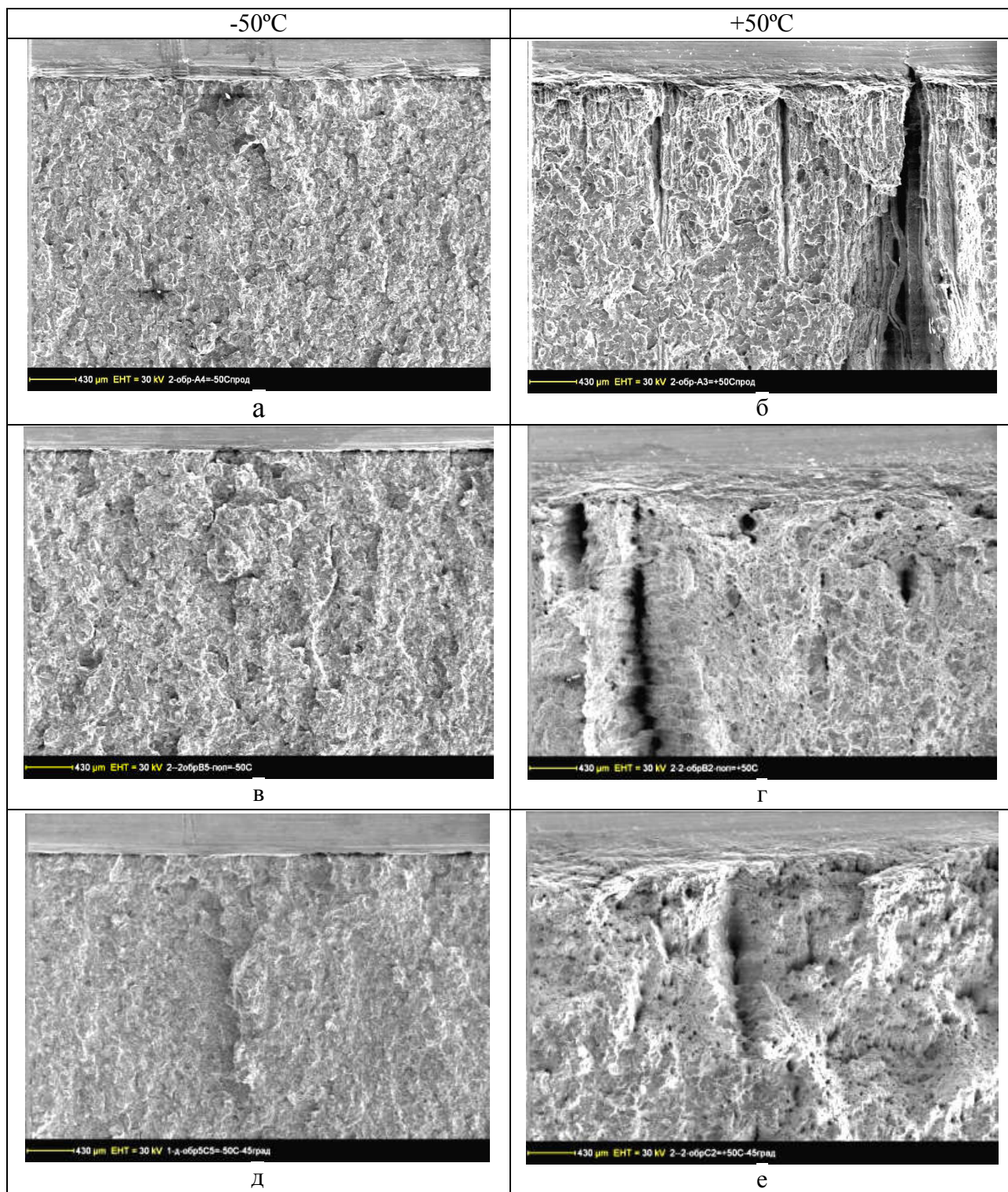


Рис. 4.7. Поверхні зламів зразків у надрізу: НП - а, б; ПН - в, г; ДН - д, е

Як можна бачити, поверхня зламу в цій зоні крім елементів пластичного руйнування, а саме, перемичок і окремих вузьких ямок, має глибокі вторинні тріщини, що йдуть від надрізу і перетинають всю поверхню зламу, аж до долому (рис. 4.7, б, г, е). Вторинні тріщини найбільш яскраво проявляються в зразку НП (рис. 4.7, б). Утворення подібних тріщин в зламі свідчить про наявність текстури в металі.

Таблиця 4.6.

Фрактальна розмірність (D_f) зламів, представлених на рис. 4.6 – 4.7

T, °C	НП	ПН	ДН	Середня D_f
-50	1,59	1,60	1,64	1,61
+20	1,55	1,56	1,59	1,57
+50	1,52	1,54	1,55	1,54

Подальші дослідження зламів ударних зразків показали, що у всьому діапазоні температур випробувань метал у всіх напрямках руйнується за механізмом квазісколу (рис. 4.6, б). Розмір фасеток квазісколу становить 10 ... 40 мкм. Зі збільшенням температури випробування частка в'язкої складової у квазісколі зростає. Аналіз табл. 4.6 показав, що найвищі значення ФР спостерігаються для зламів, отриманих при температурі -50°C, а найнижчі величини ФР зламів мають місце при підвищеній температурі +50°C.

4.4. Фрактальна розмірність діаграм навантаження від часу випробування на ударний вигин та в'язкість руйнування сплаву Ст20 з ОЦК граткою

Враховуючи вищевикладене, при визначенні схильності конструкційних матеріалів до крихкого руйнування за Шарпі використання різного обладнання та методик оцінки даних випробувань призводить до певного розкиду характеристик, що визначаються. Урахування наявності текстури у досліджуваних матеріалах, що потребує випробування зразків, вирізаних у різних напрямках, певною мірою підвищує достовірність оцінки опору крихкому руйнуванню. Слід зазначити, що інформативність результатів випробувань на

ударну в'язкість можна підвищити не тільки шляхом застосування сучасних методик і високошвидкісних систем реєстрації діаграм: навантаження - час руйнування [2]. Додаткову інформацію можна також отримати шляхом дослідження взаємозв'язку значень ударної в'язкості і фрактальної розмірності діаграм залежності прикладеного навантаження від часу руйнування [70, 133].

Нижче представлено результати наших досліджень фрактальної розмірності діаграми зміни зусилля від часу $P(\tau)$ при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі, вирізаних у різних напрямках: НП, ПН та діагональному напрямку (ДН), тобто у $\text{НП}+45^\circ$, що були здійснені при температурах -50°C , $+20^\circ\text{C}$, $+50^\circ\text{C}$ (рис. 4.8 - 4.16). Значення питомої енергії руйнування представлено у табл. 4.7.

Як відомо, енергія зародження руйнування за інших однакових умов визначається характером мікроструктури і температурою.

Таблиця 4.7

Значення питомої енергії руйнування ($\text{Дж}/\text{м}^2$) при випробуваннях на ударний вигин за Шарпі зразків сплаву Ст20

Зразок, №	-50°C	$+20^\circ\text{C}$	$+50^\circ\text{C}$
НП			
1	0,83	5,04	22,87
2	0,73	4,31	20,82
Сер. знач.	0,78	4,67	21,84
ПН			
1	0,97	9,88	47,95
2	0,95	10,91	57,95
Сер. знач.	0,96	10,39	52,95
ДН (НП + 45°)			
1	0,85	13,33	47,24
2	0,91	17,70	54,65
Сер. знач.	0,88	15,51	50,94

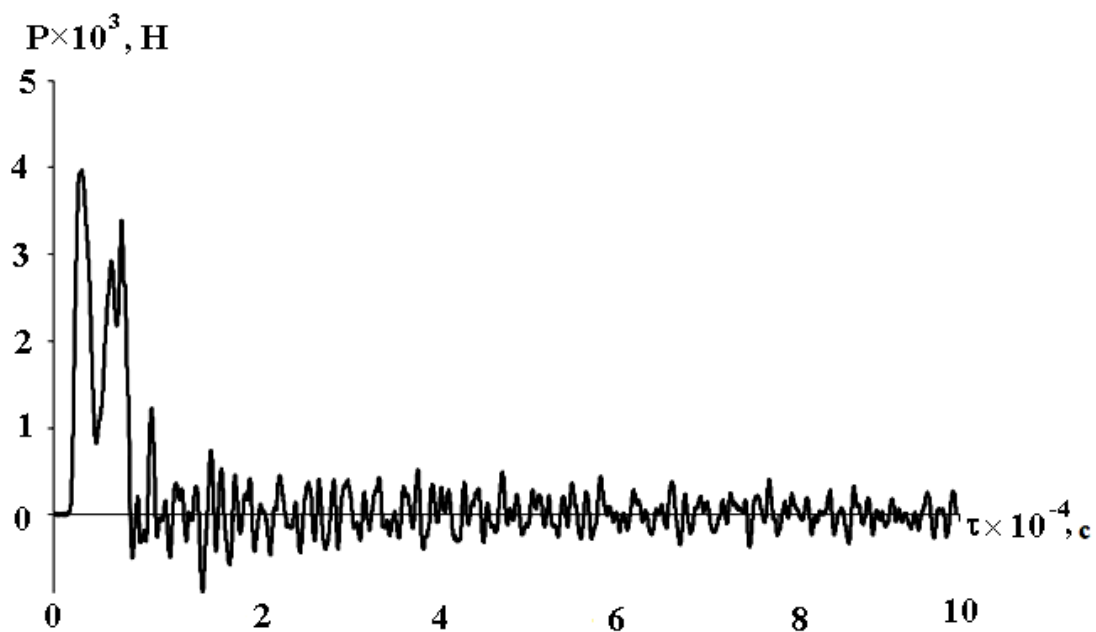


Рис. 4.8. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у НП зі сплаву Ст20К (температура випробування - 50°C).

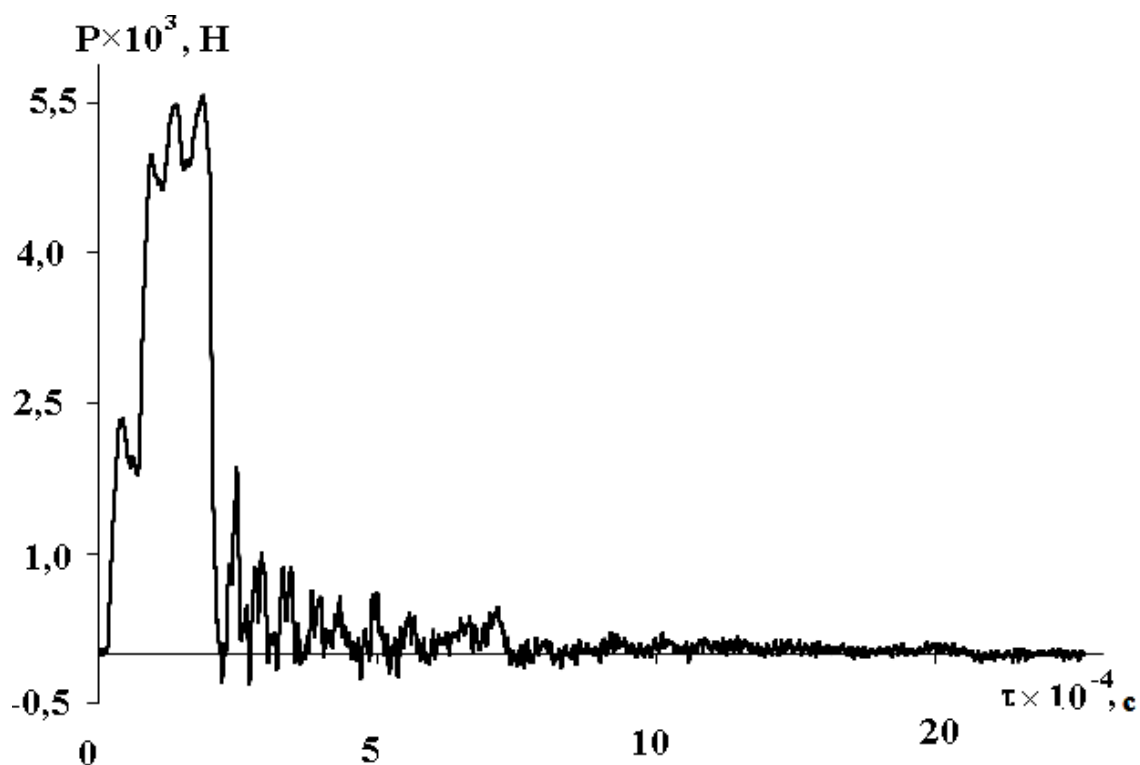


Рис. 4.9. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у НП зі сплаву Ст20К (температура випробування $+20^{\circ}\text{C}$).

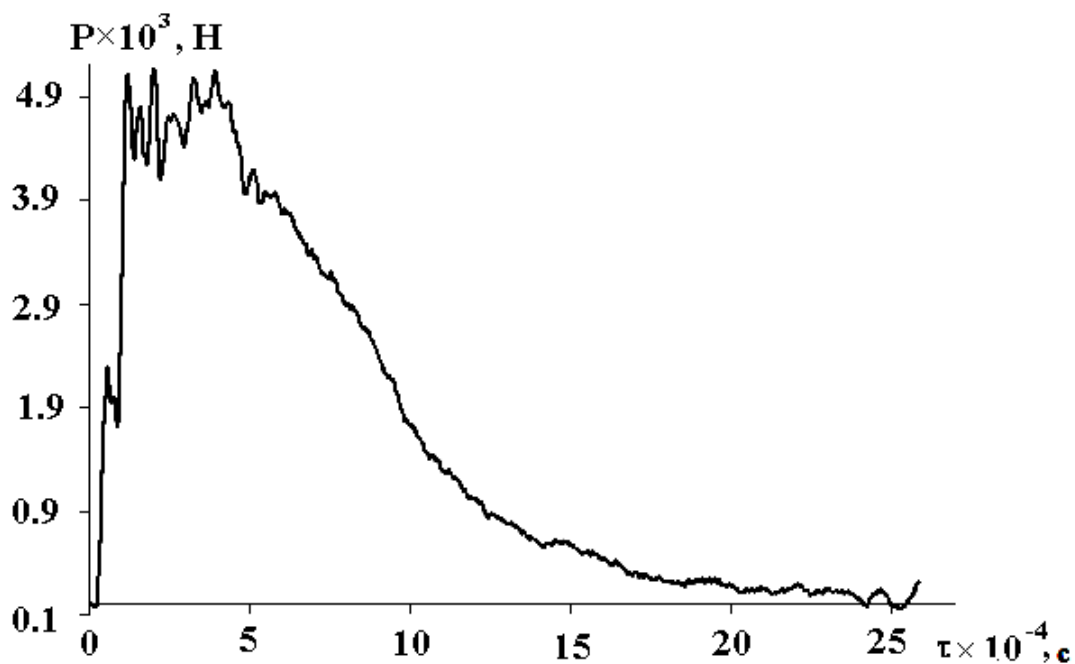


Рис. 4.10. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у НП зі сплаву Ст20К (температура випробування $+50^\circ\text{C}$).

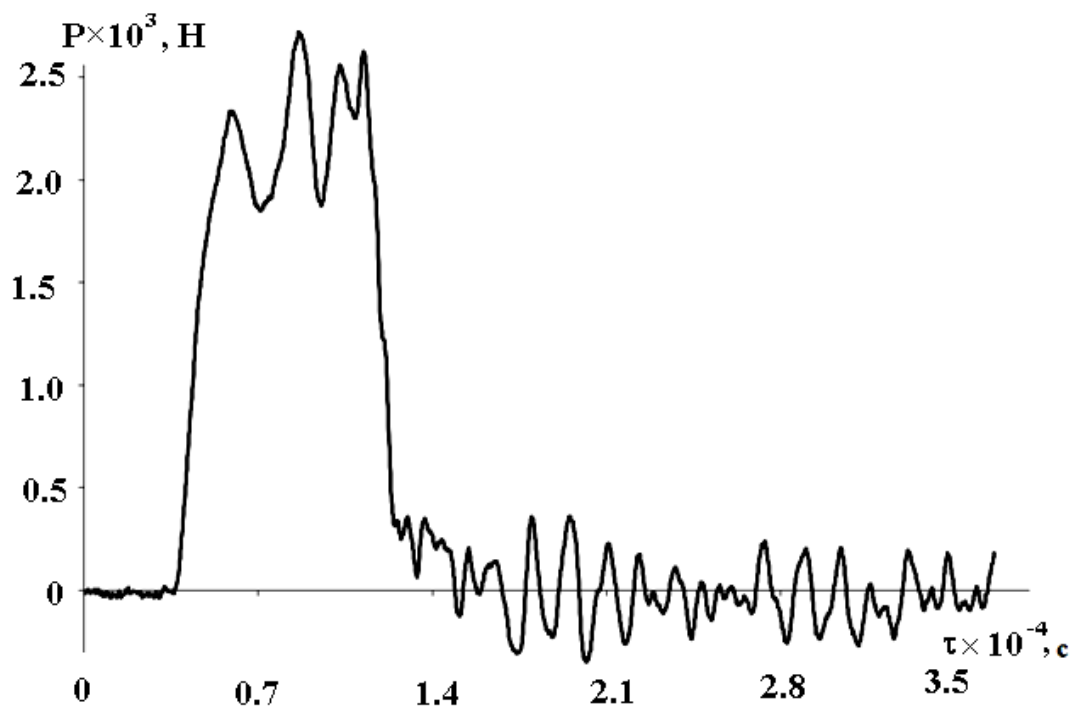


Рис. 4.11. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у НП зі сплаву Ст20К (температура випробування -50°C).

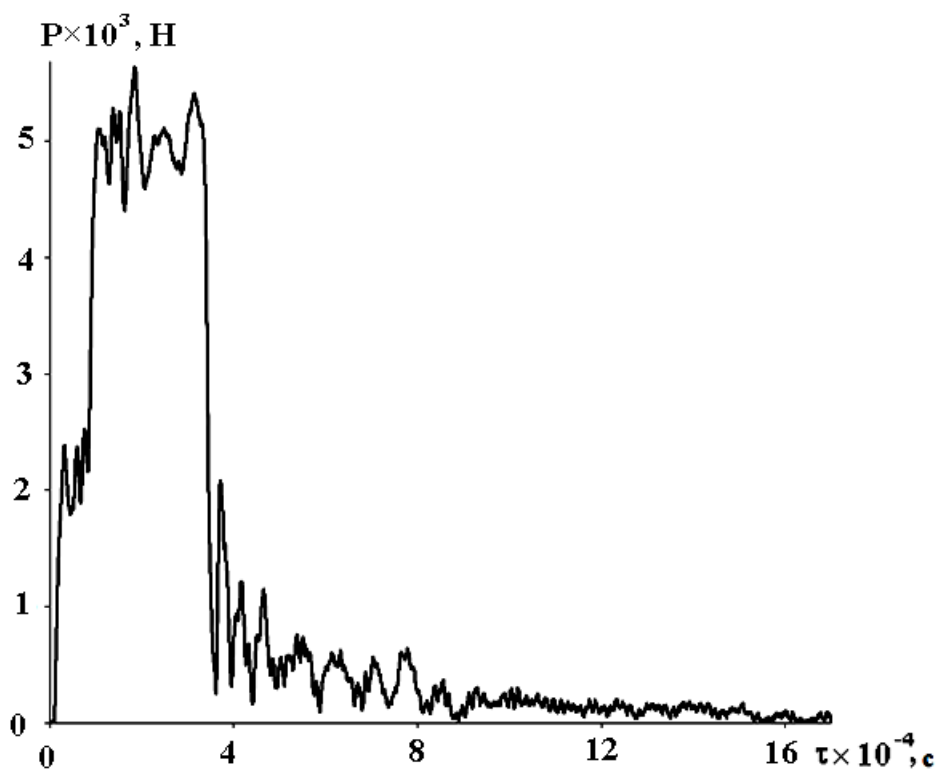


Рис. 4.12. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у ПН зі сплаву Ст20К (температура випробування $+20^\circ\text{C}$).

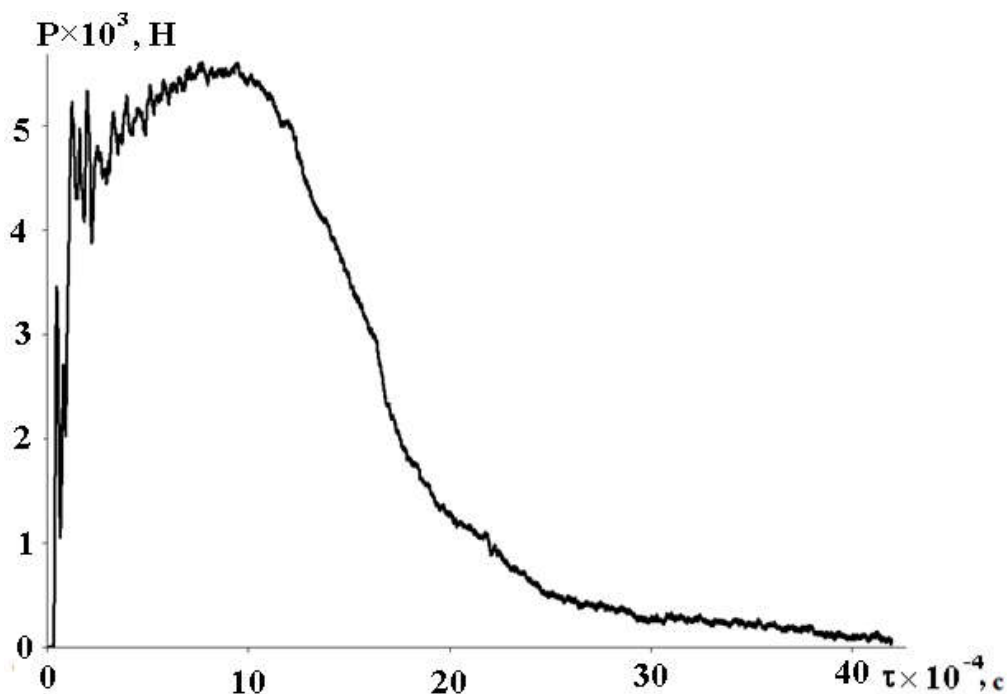


Рис. 4.13. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у ПН зі сплаву Ст20К (температура випробування $+50^\circ\text{C}$).

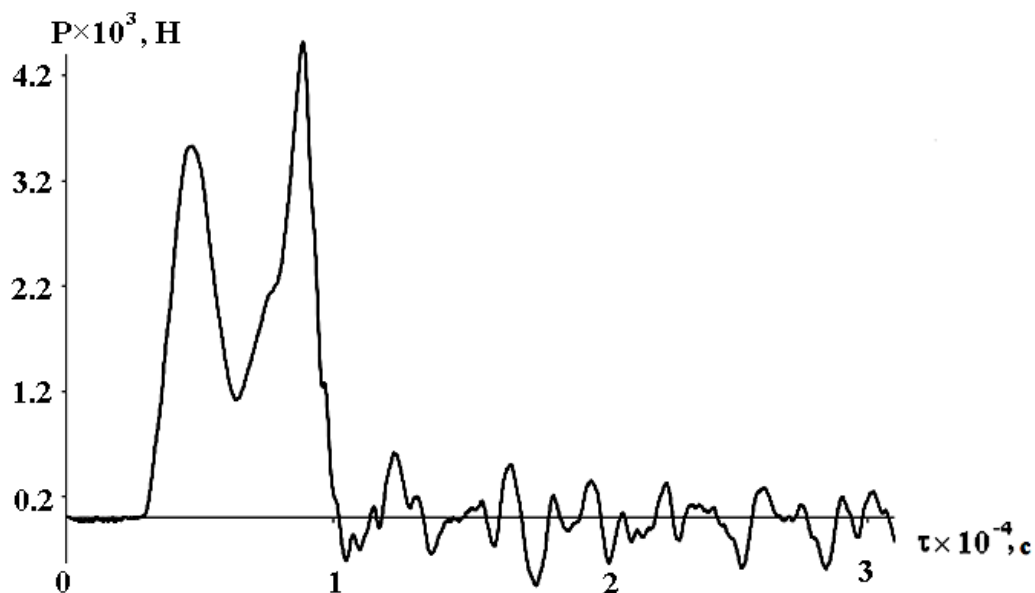


Рис. 4.14. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у ДН зі сплаву Ст20К (температура випробування - 50°C).

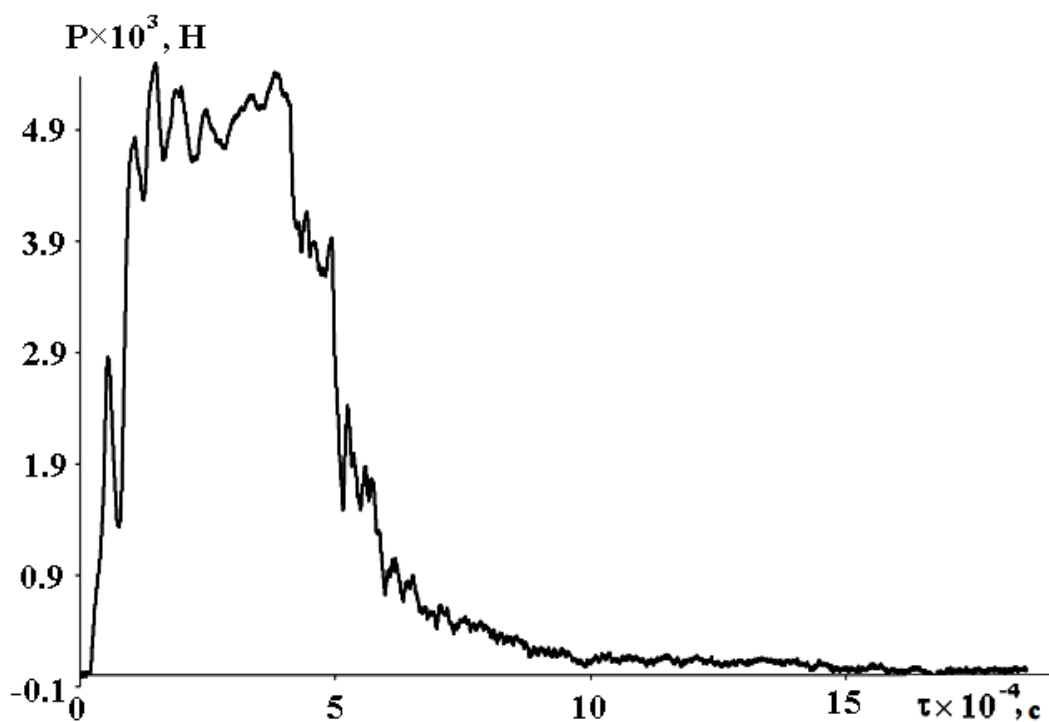


Рис. 4.15. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у ДН зі сплаву Ст20К (температура випробування +20°C).

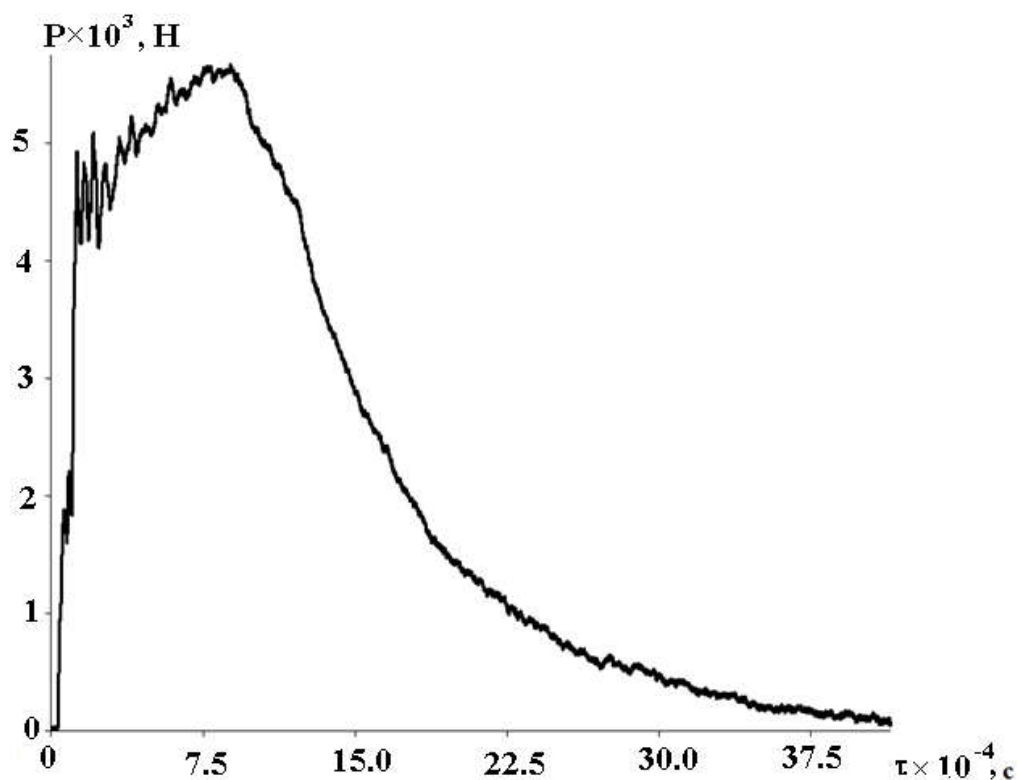


Рис. 4.16. Профіль кривої «навантаження – час» $P(\tau)$ при випробуванні на ударний вигин зразка Шарпі, вирізаного у ДН зі сплаву Ст20К (температура випробування $+50^{\circ}\text{C}$).

Аналіз фрактальної розмірності кривих (D_c) на рис. 4.8-4.16 показав результати, представлені у табл. 4.8.

Таблиця 4.8.

Фрактальна розмірність (D_c) діаграм $P(\tau)$, представлених на рис. 4.8-4.16

$T, ^{\circ}\text{C}$	НП	ПН	ДН	Середнє D_c
-50	1,25	1,23	1,29	1,26
+20	1,23	1,17	1,26	1,22
+50	1,12	1,13	1,16	1,14

З табл 4.8 видно, що мінімальні значення фрактальних розмірностей D_c відповідають підвищеній температурі $+50^{\circ}\text{C}$, а найнижчі величини ФР зламів мають місце при зниженій температурі -50°C . Аналогічні результати дав раніше (підрозділ 4.3) аналіз фрактальної розмірності відповідних зламів D_f (табл. 4.6).

Водночас ударна в'язкість при температурі випробувань $+50^{\circ}\text{C}$ максимальна (табл. 4.7). Це свідчить про в'язкий характер руйнування. Максимальні значення як D_c (табл. 4.8), так і D_f (табл. 4.6), встановлені при зниженій температурі випробувань -50° . При цій самій температурі встановлено мінімальну величину ударної в'язкості, що відповідає крихкому характеру руйнування досліджуваних зразків (табл. 4.7).

Отже, спостерігається певна кореляція між значеннями фрактальної розмірності зламів та характером і величиною енергії руйнування при випробуваннях на ударний вигин за Шарпі досліджуваних зразків сплаву Ст20К, а саме, крихкому руйнуванню відповідає більша величина фрактальної розмірності зламів та менша енергія руйнування та навпаки, в'язкому характеру руйнування відповідає більша енергія руйнування та менша фрактальна розмірність зламів зруйнованих зразків.

Слід зазначити, що максимальні значення фрактальної розмірності як для D_c , так і для D_f спостерігаються у зразках сплаву Ст20К, вирізаних у діагональному напрямку (табл. 4.6, табл. 4.8). Тобто має місце анізотропія фрактальної розмірності. Підвищені значення фрактальної розмірності в зразках ДН можуть бути обумовлені впливом кристалографічної текстури. Компонент текстури $\{001\}\langle 110\rangle$ досліджуваного сплаву є основним (рис. 4.4, а). В такому випадку кристалографічні площини $\{001\}$, які є площинами крихкого відколу (розшарування) в ОЦК металах [28], розташовуються перпендикулярно діагональному напрямку. Руйнування відривом може відбуватися за цими кристалографічними площинами, що сприяє більш крихкому характеру руйнування діагональних зразків і проявляється в підвищенні величини ФР.

Отже, виявлено, що максимальні значення середніх фрактальних розмірностей діаграм руйнування, що відображають залежність прикладеного навантаження від часу при випробуваннях на ударний вигин зламів зразків сплаву Ст20К, відповідають крихкому руйнуванню і мінімальній ударній в'язкості. Мінімальна середня фрактальна розмірність відповідає в'язкому руйнуванню й максимальній ударній в'язкості. Найбільші значення фрактальної

розмірності, знайдені для зразків, вирізаних під кутом 45° до напрямку прокатки, обумовлені впливом орієнтувань $\{001\}\langle 110\rangle$, які є основним компонентом текстури сплаву Ст20К з ОЦК граткою.

У такий спосіб встановлено, що результати аналізу як фрактальних розмірностей зламів D_f зразків сплаву Ст20К, так і фрактальних розмірностей відповідних діаграм руйнування D_c , що відображають залежність прикладеного навантаження від часу при випробуваннях на ударний вигин, показали аналогічні закономірності. Тому аналіз фрактальної розмірності діаграм руйнування D_c , що відображають залежність прикладеного навантаження від часу при випробуваннях на ударний вигин, та визначення енергії руйнування при цьому, підвищують достовірність оцінки схильності конструкційних матеріалів до крихкого руйнування.

Висновки до розділу 4

1. Меншим значенням параметра пошкоджуваності та показникам пластичності дротів канатів захисних оболонок АЕС відповідає більша фрактальна розмірність їх зламів, і навпаки. Передчасне руйнування при тривалій експлуатації канатів захисних оболонок АЕС може відбуватися внаслідок зародження та поширення корозійних тріщин за рахунок фретинг-корозії.

2. Анізотропія механічних властивостей досліджуваного сплаву Ст20К у площині прокатки обумовлена, насамперед, кристалографічною текстурою металу, що підтверджується даними кореляційного та регресійного аналізу.

3. Крихкому руйнуванню при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі зі сплаву Ст20К відповідає більша величина фрактальної розмірності діаграм зміни навантаження з часом, а також відповідних зламів, але менша ударна вязкість і навпаки.

4. Підвищені значення фрактальної розмірності зламів і діаграм зміни навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин мають місце для

зразків сплаву Ст20К, вирізаних у діагональному напрямку, що обумовлено впливом кристалографічної текстури $\{001\}\langle 110\rangle$, типової для сплавів з ОЦК граткою.

5. Аналіз фрактальної розмірності діаграм зміни навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин та визначення енергії руйнування при цьому дозволяють підвищити достовірність оцінки схильності сплаву Ст20К до крихкого руйнування.

ВИСНОВКИ

1. Градієнт текстури від центру до периферії зразка спостерігається при гвинтовій екструзії сплаву 10Г2. При цьому вісь екструзії поступово обертається навколо напрямку $\langle 111 \rangle$ від напрямку $\langle 113 \rangle$ до напрямку $\langle 110 \rangle$ у різних шарах зразка.

2. Має місце анізотропія параметру пошкоджуваності та механічних властивостей при одновісних випробуваннях на розтяг після деформації знакозмінним вигином у листах сплавів заліза з вуглецем 08кп з ОЦК граткою, X18H10 з ГЦК граткою та комерційного титану BT1-0 з ГЦУ граткою. Відповідна анізотропія, обумовлена кристалографічною текстурою, зменшується у межах 3-5 циклів знакозмінного вигину.

3. Меншим значенням параметра пошкоджуваності та показникам пластичності дротів канатів захисних оболонок АЕС відповідає більша фрактальна розмірність їх зламів, і навпаки. Передчасне руйнування при тривалій експлуатації канатів захисних оболонок АЕС може відбуватися внаслідок зародження та поширення корозійних тріщин за рахунок фретинг-корозії.

4. Анізотропія механічних властивостей досліджуваного сплаву Ст20К у площині прокатки обумовлена, насамперед, кристалографічною текстурою металу, що підтверджується даними кореляційного та регресійного аналізу.

5. Крихкому руйнуванню при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі зі сплаву Ст20К відповідає більша величина фрактальної розмірності як діаграм зміни навантаження з часом, так і відповідних зламів, але менша ударна вязкість, і навпаки.

6. Анізотропія фрактальної розмірності зламів і діаграм зміни навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин має місце у площині прокатки сплаву Ст20К і обумовлена впливом кристалографічної текстури $\{001\}\langle 110 \rangle$, типової для сплавів з ОЦК граткою.

7. Аналіз фрактальної розмірності діаграм зміни навантаження з часом при випробуваннях на ударний вигин та визначення енергії руйнування при цьому дозволяють підвищити достовірність оцінки схильності сплаву Ст20К до крихкого руйнування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Михеев В. А., В. М. Зайцев: Анизотропные материалы: электронное учебное пособие по практическим занятиям. Самара, 2010. URL: <http://docplayer.ru/46365517-Anizotropnye-materialy.html> (дата звернення 10.08.2017)
2. Мандрик О. М. Аналіз причин аварійних ситуацій та руйнувань магістральних газопроводів. Allbest: URL: https://revolution.allbest.ru/transport/00779056_0.html#text (дата звернення 12.08.2017)
3. Текстура ребровая. Энциклопедия по машиностроению XXL: веб-сайт. URL: <http://mash-xxl.info/info/290059> (дата звернення 12.09.2017)
4. Бецофен С. Я., Рубина Е. Б. . Текстурирование в титановых сплавах: влияние критических напряжений в разных системах скольжения и двойникования. *Металлы*. 1994. №: 4, С. 114 – 121.
5. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В., Сынков С. Г. Донецк: ТЕАН, 2003. 87 с.
6. Бейгельзимер Я. Е., Брюханов П. А., Усов В. В. , Шкатуляк Н. М. Текстурирование в металлах и сплавах с кубической решеткой при винтовой экструзии *Физика и техника высоких давлений*. 2011. № 3. т. 21, С. 1-8.
7. Усов В. В., Шкатуляк Н. М., Брюханов П. А., Бейгельзимер Я. Е. Текстура титана после винтовой экструзии. *Физика и техника высоких давлений*. 2011. № 2, т.21, С. 103-108.
8. Sheet metal and sheet metal parts. ARKU: веб-сайт. URL: <http://www.arku.com/en/why-roller-leveling/sheet-metal-and-sheet-metal-parts.html> (дата звернення 12.09.2017)

9. Брюханов А. А., Родман М., Шапер М и др. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства листов низкоуглеродистой стали. *Технология металлов*. 2012. № 11. С. 19-24.

10. Gerstein G., Bruchanov A, Dyachok D. V., Nürnberger F. The effect of texture in modeling deformation processes of bcc steel sheets. *Materials Letters*. 2016. P. 356-359. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X15308260> (дата звернення 15.05.2017)

11. Днепренко В. Н., Лариков Л. Н. , Стоянова Е. Н. Исследование природы формирования дислокационной структуры в различных компонентах текстуры прокатанной меди. *Металлофизика и новейшие технологии*. 1982. Т.4, вып. 5. С. 58-66. URL: <https://mfint.imp.kiev.ua/ru/toc/v04/i05.html> (дата звернення 2.03.2017)

12. Усов В. В., Шкатуляк Н. М.. Фрактальная природа дислокационной структуры низколегированной стали контролируемой прокатки. *Известия вузов. Физика*. 2004. № 11. С. 42–48. URL: <http://sun.tsu.ru/mminfo/000025137/image/11-2004.pdf> (дата звернення 22.04.2017)

13. Murakami S. Continuum damage mechanics: A continuum mechanics approach to the analysis of damage and fracture. Dordrecht, Heidelberg, London, NewYork: Springer Sciences+Business Media, 2012. URL: <http://www.gbv.de/dms/tib-ub-hannover/717052052.pdf> (дата звернення 18.12.2017)

14. Качанов Л. М. О времени разрушения в условиях ползучести. *Изв. АН СССР. Отделение технических наук*. 1958. № 8. С. 26-31.

15. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций: навч. посіб. Москва: Наука, 1966. 753 с.

16. Халімон О. П. Бондарець О. А. Достовірність феноменологічних моделей накопичення розсіяних пошкоджень при складному напруженому стані. *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*. 2011. № 5. С. 101-106. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/NVKPI_2011_5_19 (дата звернення 05.09.2017)

17. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов: довідник. Москва: Металлургия, 1969. 654 с.

18. Бородкина М. М., Спектор Э. Н. Рентгенографический анализ текстуры в металлах и сплавах: довідник. Москва: Металлургия, 1982. 272с.
19. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия/ Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А., Уманский Я. С. . Москва: Металлургия, 1982. 632 с.
20. Привалов И. И. Аналитическая геометрия: монография. Москва: Наука, 1966. 272 с.
21. Bunge H.-J. *Mathematische Methoden der Texturanalyse*. Berlin: Akademie - Verlag, 1969. 325 p.
22. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. . Рентгенографический и электроннооптический анализ: учебн. пособ. Москва: Металлургия, 1970. 366 с.
23. Виглин А. С. Количественная мера текстуры поликристаллического материала. Тектурная функція. *ФТТ*. 1960. Т.2, №10. С. 2463 - 2476.
24. Усов В. В. Тарловский В. А. /Метод расчета трехмерных функций распределения ориентаций и интегральных характеристик текстуры кубических поликристаллов из обратных полюсных фігур. *Заводская лаборатория*. 1991. №7. С. 25 - 28.
25. Deformation texture of BCC Metals and alloys. NPTEL: web site. URL: <https://nptel.ac.in/courses/113108054/module4/lecture22.pdf> (дата звернення 12.06.2017)
26. Kestens L., Jacobs S. Texture Control During the Manufacturing of Nonoriented Electrical Steels. *Texture, Stress, and Microstructure*. 2008. URL: <http://downloads.hindawi.com/archive/2008/173083.pdf> (дата звернення 10.08.2017)
27. Усов В. В. Шкатуляк Н. М., Гиренко В. С., Рабкина М. Д. [и др.] Влияние кристаллографической текстуры на склонность к слоисто-хрупкому разрушению низколегированных малоперлитных сталей. *Изв. АН СССР*. 1990. № 1. С. 120 – 125.
28. Усов В. В., Шкатуляк Н. М., Гиренко В. С., Рабкина М. Д. [и др.] Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик

разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки. *ФХММ*. 1993. Т. 29, № 2. С. 47 – 52.

29. Лякишев Н. П., Эгиз И. В., Шамрай В. М. Текстура и кристаллографические особенности разрушения материала труб из стали X70. *Металлы*. 2000. № 2. С. 68 – 72.

30. Барретт Ч. С., Массальский Ч. С. Структура металлов. Пер. с англ.: в 2-х ч. Москва: Металлургия, 1984: ч.2. 344 с.

31. Rollett A. D. Texture, Microstructure & Anisotropy. Pajarito materials: web site. URL: http://pajarito.materials.cmu.edu/rollett/27750/L22-Metal_Textures-fcc_bcc_hcp-26Apr16.pdf (дата звернення 21.10.2017)

32. Максимкин О. П. Дефекты упаковки, их энергия и влияние на свойства облученных металлов и сплавов: учебн. пособ. Алматы, 2010. 70с.

33. Усов В. В., Шкатуляк Н. М. Влияние энергии дефектов упаковки на явления релаксации при знакопеременном изгибе в ГЦК-металлах и сплавах. Структурна релаксація у твердих тілах: матеріали 4 Міжнарод. наук.-практ. конф. 9-31 травня 2012 р., Вінниця. С.42–44.

34. Dillamore I. L., Butler E. and Green D. . Crystal rotations under conditions of imposed strain and the influence of twinning and cross-slip / I. L. Dillamore, // *Met. Sci. J.* 1968. Vol. 2. P. 161-167. URL: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/030634568790443512> (дата звернення 23.04.2017)

35. Typical textures in metals. Seoul national university: web site. URL: [http://engineering.snu.ac.kr/lecture/texture&anisotropy/Texture%20&%20Anisotropy%2050\(Metal%20Texture\).pdf](http://engineering.snu.ac.kr/lecture/texture&anisotropy/Texture%20&%20Anisotropy%2050(Metal%20Texture).pdf) (дата звернення 21.04.2017)

36. Suwas S. Guraon N. P. Crystallographic texture in Materials. *Journal of the Indian Institute of Science*. 2008. Vol. 88, No. 2. P. 151-177. URL: <https://mme.iitm.ac.in/vsarma/mm5020/Texture-Review.pdf> (дата звернення 13.06.2017)

37. Келли А., Гровс Г. Кристаллография и дефекты в кристаллах: учебн. пособ. М.: Мир, 1974. 496 с. URL: <https://www.twirpx.com/file/60878/> (дата звернення 20.04.2017)

38. Wang Y. N. Huang J. C. Texture analysis in hexagonal materials. *Materials Chemistry and Physics*. 2003. Vol. 81, No.1. P. 11–26.

39. Bacon D. J., Vitek V. Atomic-scale modeling of dislocations and related properties in the hexagonal close-packed metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002. Vol. 33A. P. 721–733. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-002-0138-x> (дата звернення 05.09.2017)

40. Yoo M. H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Transactions A*. 1981. Vol. 12A, No. 3. P. 409–418. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02648537> (дата звернення 18.02.2018)

41. Burke E. C., W. R. Hibbard Plastic deformation of magnesium single crystals. *T. Metall. Soc. AIME*. 1952. Vol. 194. P. 295-303. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03397694> (дата звернення 28.11.2017)

42. Yang H. Wang Y..Effect of Shear Deformation on Texture Evolution in Rolled Pure Titanium. *MATEC Web of Conferences*. 2018. Vol. 186, URL: https://www.matec-conferences.org/articles/mateconf/pdf/2018/45/mateconf_icemp2018_02002.pdf (дата звернення 13.10.2017)

43. Брюханов А. А. Волчок Н. А. , Совкова Т. С. . Текстурированное упрочнение листов альфа - титанового сплава ПТЗ-В при деформации холодной прокаткой. *Технология металлов*. 2010. № 12. С. 14-21.

44. Работнов Ю. Н. Проблемы механики деформируемого твердого тела: избранные труды. М.: Наука, 1991. 196 с.

45. Волков И. А., Коротких Ю. Г. Уравнение состояния вязкоупругоэластических сред с повреждениями: монография. М.: Физматлит, 2008. 424 с. URL: <https://books.google.nl/books?isbn=5457967328> (дата звернення 03.04.2017)

46. Chaboche J.-L. Thermodynamically founded CDM models for creep and other conditions, in: *Creep and damage in materials and structures*. New York: Springer Verlag, 1999. P. 209-278. URL: https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-7091-2506-9_5 (дата звернення 23.06.2017)

47. Lemaitre J. Desmorat R. , Sauzay M. Anisotropic damage law of evolution. *Eur. J. Mech. A /Solids/*. 2000. Vol. 19, No. 2. P. 187-208. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0997753800001613> (дата звернення 15.11.2017)

48. Luo A. C.J., Mou Y., Han R. P.S. A large anisotropic damage theory based on an incremental complementary energy equivalence model. *International Journal of Fracture*. 1995. Vol. 70, No. 1. P. 19-34. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF00018133> (дата звернення 03.12.2017)

49. Chow C.L., Wang J. An anisotropic theory of elasticity for continuum damage mechanics. *International Journal of Fracture*. 1987. Vol. 33, No. 1. P. 3-16. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF00034895> (дата звернення 23.01.2018)

50. Кінетика розсіяного руйнування металевих конструкційних матеріалів при пружно-пластичному деформуванні / М. І. Бобир, А. П. Грабовський, О. П. Халімон, О. В. Тимошенко, О. М. Масло. *Проблеми прочності*. 2007. № 3. С. 23-34. URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/48064/02-Bobir.pdf?sequence=1> (дата звернення 15.08.2017)

51. Качанов Л.М. Основы механики разрушения: учебн.пособ. М: Наука, 1974. 312 с. URL: <https://lib-bkm.ru/13776> (дата звернення 20.02.2017)

52. Bobyr M. Khalimon O., Bondarets O. Phenomenological damage models of anisotropic structural materials. *Journal of mechanical engineering NTUU «Kyiv Polytechnic Institute»* 2013. Серія Машинобудування №67. С. 1-13. URL: <http://journal.mmi.kpi.ua/old/article/view/37390/34154> (дата звернення 15.04.2018)

53. Rashid K., Abu Al-Rub, Voyiadjis G. Z. On the coupling of anisotropic damage and plasticity models for ductile materials. *International Journal of Solids and Structures*. 2003. Vol. 40. P. 2611–2643. URL:

<http://abualrub.faculty.masdar.ac.ae/files/Publications/Paper%202.pdf> (дата звернення 13.12.2017)

54. Lemaitre J., Desmorat R. , Sauzay M. Anisotropic damage law of evolution. *Eur. J. Mech. A/Solids*. 2000. №19. P. 187-208. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0997753800001613> (дата звернення 07.07.2017)

55. Luo A. C. J, Mou. Y. , Han R. P. S. A large anisotropic damage theory based on an incremental complementary energy equivalence model. *International Journal of Fracture*. 1995. Vol. 70, No.1. P. 19-34. – URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF00018133> (дата звернення 05.09.2017)

56. Chow C.L., Wang J. An anisotropic theory of elasticity for continuum damage mechanic. *International Journal of Fracture*. 1987. Vol.33, No. 1. P. 3-16. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF00034895> (дата звернення 15.04.2017)

57. Мандельброт Б. Фрактальная геометрия природы: монография. М: Институт компьютерных исследований, 2002. 656 с. URL: https://kpfu.ru/portal/docs/F845951572/Igudesman._Fraktalnaya.geometriya.pdf (дата звернення 23.04.2018)

58. Золотухин И. В., Калинин Ю. Е., Логинова В. И. Твердотельные фрактальные структуры. *Альтернативная энергетика и экология*. 2005. №9 (29). С. 56 – 66. URL: <http://naukarus.com/tverdotelnye-fraktalnye-struktury> (дата звернення 19.09.2017)

59. Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. . Синтез упрочняющих наноструктурных покрытий. *Вопросы атомной науки и техники*. 2005. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (92). С. 119 – 130. URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/handle/123456789/111084> (дата звернення 08.02.2017)

60. Фирстов С. А. Особенности деформации и разрушения микро- и нанокристаллических материалов. Прогресивні матеріали і технології. у 2-х т.: монографія. Київ: Академперіодика. 2003, Т. 2. С. 610–629.

61. Усов В. В. Фрактальная природа анизотропии физических свойств деформированных металлических систем с кубической решеткой: монография. Одесса: ТЭС, 2001. 130 с.

62. Watanabe T., Tsurekawa S. Toughening of brittle materials by grain boundary engineering *Mater. Sci. Engng. A.* 2004. P. 447–455. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304006537> (дата звернення 23.04.2017)

63. Vitek V., Chen S. P., Voter A. F. et al. Grain boundary structure and intergranular fracture in L12 ordered alloys. In: Grain Boundary Chemistry and Intergranular Fracture. *Mater. Sci. Forum.* 1989. № 46. P. 237–252. URL: <https://www.scientific.net/MSF.46.237> (дата звернення 13.09.2017)

64. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials. *Mater. Sci. Engng. A.* 1993. № 166. P. 11–28. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/092150939390306Y> (дата звернення 13.04.2017)

65. Usov V. V., Rabkina M. D., Shkatulyak N. M., Cherneva T. S. Fractal dimension of grain boundaries and mechanical properties of the metal of oxygen cylinders. *Materials Science.* 2015. Vol. 50, No. 4. P. 612–620. URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/handle/123456789/13593> (дата звернення 03.04.2017)

66. Иванова В. С., Баланкин А. С., Бунин И. Ж., Оксагоев А. А. Синергетика и фракталы в материаловедении: учебн. пособ. М.: Наука, 1994. 383 с.

67. Usov V. V., Shkatulyak N. M. Fractal nature of the brittle fracture surfaces of metal. *Materials Science.* 2005. Vol. 41, No. 1. P. 62 – 66. URL: https://www.researchgate.net/publication/226818869_Fractal_Nature_of_the_Brittle_Fracture_Surfaces_of_Metal (дата звернення 23.05.2018)

68. Кузнецов П. В., Петракова И. В., Шрайбер Ю. Фрактальная размерность как характеристика усталости поликристаллов металлов. *Физ. мезомех.* 2004. Т. 7. № Спец 1. С. 389–392. URL: <http://cyberleninka.ru/article/n/fraktalnaya-razmernost-kak-harakteristika-ustalosti-polikristallov-metallov> (дата звернення 13.11.2017)

69. Савенков Г. Г., Барахтин Б. К. Связь фрактальной размерности поверхности разрушения с комплексом стандартных характеристик материала на растяжение. *Прикладная механика и техническая физика*. 2011. Т. 52, № 6. С. 177–184. URL: <http://docplayer.ru/66901001-Svyaz-fraktalnoy-razmernosti-poverhnosti-razrusheniya-s-kompleksom-standartnyh-harakteristik-materiala-na-rastyazhenie.html> (дата звернения 20.01.2018)

70. Carney L. R., Mecholsky J. J. Relationship between Fracture Toughness and Fracture Surface Fractal Dimension in AISI 4340 Steel. *Materials Sciences and Applications*. 2013. Vol. 4, No. 4. P. 258–267. URL: <http://dx.doi.org/10.4236/msa.2013.44032> (дата звернения 23.01.2018)

71. Usov V. V., Gopkalo E. E., Shkatulyak N. M., Gopkalo A. P. and Cherneva T. S. Texture, microstructure, and fractal features of the low-cycle fatigue failure of the metal in pipeline welded joints. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. Vol. 2015, No. 9. P. 759–770. URL: <https://link.springer.com/article/10.1134/S0036029515090128> (дата звернения 28.06.2017)

72. Арсенкин А. М. Оценка неоднородности вязкости конструкционных сталей по измерению строения изломов средствами различной размерности: автореф. дисс. к.т.н. Москва, 2009. URL: <http://tekhnosfera.com/view/33711/a?#?page=1> (дата звернения 19.03.2017)

73. Кудря А. В., Соколовская Э. А., Арсенкин А. М. Эффективность применения средств наблюдения различной размерности для анализа морфологии улучшаемых сталей. *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 1. С. 38 – 44. URL: http://www.nait.ru/journals/index.php?p_journal_id=14 (дата звернения 18.04.2017)

74. Wienczek K., Czarski A., Skowronek T. Fractal Characterization of Fractured Surfaces of a Steel Containing Dispersed Fe₃C Carbide Phase. *Materials Characterization*. 2001. Vol. 46, No. 2-3. P. 235 – 238. URL: [doi:10.1016/S1044-5803\(01\)00129-2](http://doi.org/10.1016/S1044-5803(01)00129-2) (дата звернения 03.08.2017)

75. Bouchaud E., Lapasset G., Planes J. Fractal dimension of fractured surfaces: a universal value? *Europhysics Letters*. 1990. Vol. 13, No. 1. P. 73–79. URL: <http://sci-hub.bz/b8e5a456fdd51ab606a445bf304ea675/bouchaud1990.pdf> (дата звернення 20.01.2018)

76. Bouchaud E., Lapasset G., Planes J. Statistics of Branched Fracture Surfaces *Physical Review B*. 1993. Vol. 48, No. 5. P. 2917–2928. URL: [doi:10.1103/PhysRevB.48.2917](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.48.2917) (дата звернення 04.06.2017)

77. Bouchaud E. Scaling Properties of Cracks. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 1997. Vol. 9, No. 21. P. 4319 – 4344. URL: [doi:10.1088/0953-8984/9/21/002](https://doi.org/10.1088/0953-8984/9/21/002) (дата звернення 15.04.2017)

78. Klinkenberg B. A Review of Methods Used to Determine the Fractal Dimension of Linear Features. *Mathematical Geology*. 1994. Vol. 26, No. 1. P. 23–46. URL: <https://pdfs.semanticscholar.org/18ea/76b73775960b359dc6d4c0281e5e5e5cf521.pdf> (дата звернення 26.04.2018)

79. Zhou H.W., Xie H. Direct estimation of the fractal dimensions of a fracture surface of rock. *Surface Review and Letters*. 2003. Vol. 10, No. 5. P. 751–762. URL: <http://www.cumtb.edu.cn/frameset/zdxm/groupweb/file/fblw/zhou%20hw.pdf> (дата звернення 24.05.2017)

80. Lucas M. A. Foundations of Measurement Fractal. Theory for the Fracture Mechanics. Applied Fracture Mechanics: web site. URL: <https://pdfs.semanticscholar.org/7fa7/fd8e5eb9555e9dfb2fc9fe1a67d68f7fce0c.pdf> (дата звернення 11.11.2017)

81. Milman V. Y., Stelmashenko N. A., Blumenfeld R. Fracture surfaces: a critical review of fractal studies and a novel morphological analysis of scanning tunneling microscopy measurements. *Progress in Materials Science*. 1994. Vol. 38, P. 425-474. URL: http://rafi.blumenfeld.co.uk/Papers/MiStBl_PMS94.pdf (дата звернення 13.04.2018)

82. Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 343 с.

83. Morris P. R. Reducing the Effects of Nonuniform Pole Distribution in Inverse Pole Figure Studies Citation. *Journal of Applied Physics*. 1959. Vol. 30. P. 595-596. URL: <http://dx.doi.org/10.1063/1.1702413> (дата звернення 13.05.2017)

84. Randau C., Garbe U., Brokmeier H.-G. S tressTextureCalculator: A software tool to extract texture, strain and microstructure information from area-detector measurements. *Journal of Applied Crystallography*. 2011. Vol .44, No. 3. P. 641-646. URL: <http://scripts.iucr.org/cgi-bin/paper?S0021889811012064> (дата звернення 03.09.2017)

85. Harfa: download. URL: http://www.fch.vut.cz/lectures/imagesci/includes/harfa_download.inc.php (дата звернення 23.11.2017)

86. Review of the Software Packages for Estimation of the Fractal Dimension / E. Hadzieva, D. C. Bogatinoska, L. Gjergjeska et. all. // ICT Innovations 2015 Web Proceedings, ISSN 1857 - 7288, <http://proceedings.ictinnovations.org/attachment/paper/376/review-of-the-software-packages-for-estimation-of-the-fractal-dimension.pdf> (дата звернення 23.02.2018)

87. Kravchyk A., Kondryakov E. Study of rolling direction influence on deformation and fracture energy of the Charpy specimens. *Visnyk NTUU "KPI" Seriya mashinobuduvannya*. 2016. Vol 2, № 77. P. 89-93. URL: <http://journal.mmi.kpi.ua/old/article/view/77713/79069> (дата звернення 03.12.2017)

88. Kharchenko V. V., Babutsky A. I. , Romanov S. V. The system of measuring deformations and efforts for dynamic testing of materials. *Problemy prochnosti (Problems of Strength)*. 2005, No. 3. P. 140-145. URL: http://www.ipp.kiev.ua/jpp-full/2005/2005_3.pdf (дата звернення 02.11.2017)

89. Kharchenko V. V., Kondryakov E. A. , Zhmaka V. N. , Babutsky A. A. , Babutsky A. I. Effect of temperature and loading rate on the energy of nucleation and propagation of cracks in Charpy specimens from carbonaceous steels. *Problemy prochnosti (Problems of Strength)*. 2006, No. 5. P. 120-127. URL: http://www.ipp.kiev.ua/jpp-full/2006/2006_5.pdf (дата звернення 23.07.2017)

90. ISO 14556:2015. Metallic materials Charpy V-notch pendulum impact test. Instrumented test method. – URL: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:14556:ed-2:v1:en> (дата звернення 12.08.2017)

91. Hansen N. R., Schreyer H. L. A thermodynamically consistent framework for theories of elastoplasticity coupled with damage. *Int. J. Solids Struct.* 1994. Vol. 31, No. 3. P. 359–389. URL: http://elibrary.matf.bg.ac.rs/bitstream/handle/123456789/3159/Hansen_1.pdf?sequence=1 (дата звернення 13.08.2017)

92. Bobyr N. I., Grabovskii A. P., Khalimon A. P., Timoshenko A. V., Maslo A. N. Kinetics of scattered fracture in structural metals under elastoplastic deformation. *Strength Mater.* 2007. Vol. 39, № 3. P. 237–245. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11223-007-0030-4> (дата звернення 20.08.2017)

93. Усов В. В., Шкатуляк Н. М., Брюханов П. А., Бейгельзимер Я. Е. Текстурообразование в металлах и сплавах с кубической решеткой при винтовой экструзии. *Физика и техника высоких давлений.* 2011. Том 21, № 3. С. 102-109. URL: http://www.donphti.kiev.ua/site/wp-content/uploads/2014/02/2011_3_11.pdf (дата звернення 18.03.2018)

94. Shkatulyak N. M., Usov V. V., Savchuk E. S. Effect of the Strain Kind on the Texture and Microstructure of Low-Alloyed Steel. *Hindawi International Journal of Metals.* 2016. Vol. 2016, P. 28-36. URL: <http://dx.doi.org/10.1155/2016/5021749> (дата звернення 19.03.2018)

95. Shkatulyak N. M., Savchuk E. S., Usov V. V. Anisotropic Damage of Low-Alloy Steel Plates Under Uniaxial Tension After Alternating Bending. *American Journal of Mechanical and Industrial Engineering.* 2016. No. 1(2). P. 10-14. URL: <http://article.sciencepublishinggroup.com/html/10.11648.j.ajmie.20160102.11.html> (дата звернення 18.03.2018)

96. Lücke K., Hölscher M. Rolling and Recrystallization Textures of BCC Steels. *Textures and Microstructures.* 1991. Vol. 14-18. P. 585-596. URL: <http://dx.doi.org/10.1155/TSM.14-18.585> (дата звернення 28.08.2017)

97. Sung J. K. , Lee D. N. , Wang D. H. , Koo Y. M. Efficient Generation of Cube-on-Face Crystallographic Texture in Iron and its Alloys. *ISIJ International*. 2011. Vol. 51, No. 2. P. 284-290. URL: https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational/51/2/51_2_284/pdf/-char/en (дата звернення 11.05.2017)
98. Baczynski J. Torsion textures produced by deformation and by dynamic recrystallization in α -iron and two IF steels. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1998. Vol. 29, No. 2. P. 447-462 URL: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11661-998-0125-y?LI=true> (дата звернення 15.06.2017)
99. Lagerlof K. P. D. On deformation twinning in b.c.c. metals. *Acta metal. mater.* 1993. Vol. 41, No. 7. P. 2143-2151. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0956715193903845> (дата звернення 16.03.2017)
100. Meyers M. A., Vohringer O. , Lubarda V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. *Acta mater.* 2001. Vol. 49, No. 19. P. 4025-4039. URL: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download;jsessionid=EBFA4F49DED66F44CB96A109F9770449?doi=10.1.1.533.922&rep=rep1&type=pdf> (дата звернення 19.10.2017)
101. Bryukhanov A. A. , Stoyanov P. P. , Zilberg Yu. V, Shaper M. , Rodman M. , Нерке М. , Rodman D. Anisotropy of Mechanical Properties of Magnesium Alloy AZ31 Sheets as a Result of Sign-Variable Bending Deformation. *Metallurgical and Mining Industry*. 2010. Vol. 2, No. 3. P. 215-219. URL: https://www.researchgate.net/publication/257870327_Anisotropy_of_Mechanical_Properties_of_Magnesium_Alloy_AZ31_Sheets_as_a_Result_of_Sign-Variable_Bending_Deformation (дата звернення 28.11.2017)
102. Most common uses of stainless steel. Metal Supermarkets: web site. URL: <https://www.metalsupermarkets.com/most-common-uses-of-stainless-steel> (дата звернення 19.10.2017)

103. Role of Stainless Steel in Petroleum Refining (9021). The Nickel Institute: web site. URL:

https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/TechnicalLiterature/RoleofStainlessSteelinPetroleumRefining_9021_.ashx (дата звернення 11.12.2017)

104. Chirkova A. , Makhutov N. , Gadenin M. , Kuzeev M. , Farkhutdinov V. A computational and experimental method for estimating degradation of mechanical characteristics of steels under the conditions of high-temperature pyrolysis. *Inorg Mater.* 2010. Vol. 46, No. 15. P. 1688–1691. URL:

<https://link.springer.com/article/10.1134/S002016851015015X> (дата звернення 06.05.2018)

105. Mertinger V. , Benke M. , Szabo Sz. , Banhidi O. , Bollo B. , Kovacs A. Examination of a failure detected in the convection zone of a cracking furnace. *Engineering Failure Analysis.* 2011. Vol. 18. P. 1675–1682. URL: http://midra.unimiskolc.hu/JaDoX_Portlets/documents/document_12876_section_4953.pdf (дата звернення 17.08.2017)

106. Hughes G. Materials of crude oil Refining: corrosion Problems and prevention. Dunand Research Group: web site. URL:

<http://www.dunand.northwestern.edu/courses/Case%20study/Gareth%20Hughes%20-%20Materials%20of%20Crude%20Oil%20Refining.pdf> (дата звернення 18.10.2017)

107. Kucora I., Radovanović L. Pyrolysis furnace tube damaging and inspection. *Acta tehnica corviniensis – Bulletin of Engineering.* 2014. Vol. 7, No. 3. P. 19–24. URL: <http://acta.fih.upt.ro/pdf/2014-3/ACTA-2014-3-01.pdf> (дата звернення 02.07.2017)

108. Shkatulyak N., Tkachuk O. A role played by the crystallographic texture in the process of corrosion of hot-rolled rods made of carbon steel. *Materials Science.* 2012. Vol. 48, No. 2. P. 153-161.

109. Canova G. R., Kockss U. F. and Jonas J. J. Theory of torsion texture development. *Acta metallurgica.* 1984. Vol. 32, No. 2. P. 211-226. URL:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0001616084900506> (дата звернення 05.03.2017)

110. Shkatulyak N. Effect of Stacking Fault Energy on the Mechanism of Texture Formation during Alternating Bending of FCC Metals and Alloys. *International Journal of Nonferrous Metallurgy*. 2013. Vol. 2, No. 2. P. 35-40. URL: http://file.scirp.org/Html/2-2580023_29909.htm (дата звернення 18.03.2018)

111. Czichos H., Saito T., Smith L. *Springer Handbook of Metrology and Testing*. Springer Science & Business Media, 2011. URL: http://www.ciando.com/img/books/extract/3642166415_lp.pdf (дата звернення 13.05.2017)

112. Tadmor E., Bernstein N. A First-Principles Measure for the Twinability of FCC Metals. *J. Mech. Phys. Solids*. 2004. Vol. 52, No. 11. P. 2507-2519. URL: <https://experts.umn.edu/en/publications/a-first-principles-measure-for-the-twinability-of-fcc-metals> (дата звернення 08.10.2017)

113. Гохман А. Р., Н. А. Волчок. Изучение ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости прокатанных листов технического титана ВТ1-0. *Физика и техника высоких давлений*. 2009. Т. 19, № 4. С. 111-117. URL: <https://core.ac.uk/download/pdf/38394486.pdf> (дата звернення 28.10.2017)

114. Allahverdizadeh N., Manes A., Giglio M. Application of the elastic modulus degradation technique on the Ti-6Al-4V titanium alloy for CDM models. Proceedings ICEM15 15th International Conference on Experimental Mechanics, FEUP - EURASEM – APAET Porto, 22-27 July 2012. Edições INEGI, 2012. URL: http://paginas.fe.up.pt/clme/icem15/ICEM15_CD/Proceedings.htm (дата звернення 17.06.2017)

115. Bonora N., Ruggiero A., Gentile D., S. De Meo. Practical Applicability and Limitations of the Elastic Modulus Degradation Technique for Damage Measurements in Ductile Metals. *Strain*. 2010. Vol. 47: 241–254, URL: <http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1111/j.1475-1305.2009.00678.x/abstract> (дата звернення 11.03.2018)

116. Shkatulyak N., Savchuk E., Usov V. Anisotropic damage of titanium plates under uniaxial tension after reverse bending. *Journal of Materials Research and Technology*. 2018. Vol. 7, No. 1. P. 82–88. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2017.06.007> (дата звернення 12.04.2018)
117. Wenk H-R., Houtte P. V. Texture and anisotropy. *Reports on Progress in Physics*. 2004. Vol. 67, No. 8. P. 1367–1428. URL: <http://iopscience.iop.org/article/10.1088/0034-4885/67/8/R02/meta> (дата звернення 02.02.2017)
118. Цвиккер У. Титан и его сплавы: монография. Москва: Металлургия, 1979. 512 с. URL: http://www.studmed.ru/cvikker-u-titan-i-ego-splavy_4f8831e9b48.html# (дата звернення 18.11.2017)
119. Modirzadeh M., Tesfamariam S., Milani A. S. Performancebased earthquake evaluation of reinforced concrete buildings using design of experiments. *Expert Syst Appl*. 2012. Vol. 39, No. 3. P. 2919–2926. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S095741741101284X> (дата звернення 05.03.2017)
120. Titanium and its alloys 2000. University of Plymouth: web site. URL: <http://www.tech.plym.ac.uk/sme/desnotes/titanium.htm> (дата звернення 11.01.2017)
121. Singh A. K., Schwarzer R. A. Texture and anisotropy of mechanical properties in titanium and its alloys. *Z. Metallkunde*. 2000. Vol. 91, No. 9. P. 702–716. URL: https://www.researchgate.net/publication/279906877_Texture_and_Anisotropy_of_Mechanical_Properties_in_Titanium_and_Its_Alloys (дата звернення 28.08.2017)
122. Zhu Z. S., Liu R. Y., Yan M. G. et al. Texture control and the anisotropy of mechanical properties in titanium sheet. *J. Mater. Sci*. 1997. Vol. 2, No. 19. P. 5163–5167. URL: <http://sci-hub.bz/10.1023/A:1018629819791> (дата звернення 08.03.2017)

123. Рапина К. А. Конструкции защитных железобетонных оболочек ядерных установок. *Будівельні конструкції*. 2013. Вип. 78(1). С. 84-91. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/buko_2013_78%281%29_13 (дата звернення 06.03.2017)

124. Бамбура А. Н., Сазонова И. Р., Богдан В. М. К расчету железобетонных преднапряженных защитных оболочек атомных станций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. 2016, вып. 91. С. 25-31. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/smmit_2016_91_5 (дата звернення 23.06.2017)

125. Савицкий Н. В., Швец В. Б., Седин В. Л., Киричек Ю. А., Бауск Е. А., Станкевич А. Н., Шавлаков А. В., Гевцы И. Е., Фаренюк Г. Г., Бамбура А. Н. Система обеспечения надежности строительных конструкций АЭС и ТЭС Украины. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. – 2012, вып. 65. С. 531-540. URL: http://irbis-nbuv.gov.ua/cgi-bin/irbis_nbuv/cgiirbis_64.exe?C21COM=2&I21DBN=UJRN&P21DBN=UJRN&IMAGE_FILE_DOWNLOAD=1&Image_file_name=PDF/smmit_2012_65_89.pdf (дата звернення 28.08.2017)

126. Report on Aging of Nuclear Power Plant Reinforced Concrete Structures. U.S. Nuclear Regulatory Commission: web-site. URL: <https://www.nrc.gov/reading-rm/doc-collections/nuregs/contract/cr6424/> (дата звернення 28.08.2017)

127. Bonded or Unbonded Technologies for Nuclear Reactor Prestressed Concrete Containments. Nuclear Energy Agency: web site. URL: <https://www.oecd-nea.org/nsd/docs/2015/csni-r2015-5.pdf> (дата звернення 21.07.2017)

128. Тороп В.М., Рабікіна М.Д., Штофель О.О., Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Савчук О.С.. Про причини руйнування арматурних канатів захисних оболонок атомних енергоблоків АЕС. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2018. № 2. С. 98-106.

129. Фреттинг-коррозия. Все о коррозии: веб-сайт. URL: <http://www.okorrozii.com/fretting-korrozia.html> (дата звернення 14.04.2017)

130. Уотерхауз Р. Б. Фреттинг-коррозия: монография. Л.: Машиностроение, 1976. 272 с.

131. Bonora N. , Ruggiero A. , Gentile D. , S. De Meo Practical Applicability and Limitations of the Elastic Modulus Degradation Technique for Damage Measurements in Ductile Metals. *Strain*. 2011. Vol. 47. P. 241–254. URL: <http://sci-hub.bz/10.1111/j.1475-1305.2009.00678.x> (дата звернення 13.11.2017)

132. Tanguy B., Piques R., Pineau A. Experimental analysis of Charpy V-notch specimens. *European Structural Integrity Society*. 2002. Vol. 30. P. 453-460. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1566136902800516> (дата звернення 05.05.2017)

133. Carney L. R., Mecholsky J. J. Relationship between fracture toughness and fracture surface fractal dimension in AISI 4340 steel. *Mater. Sci. Applicat.* 2013. Vol. 4, № 4, P.258 – 267. URL: <http://dx.doi.org/10.4236/msa.2013.44032> (дата звернення 06.10.2017)

ДОДАТКИ

Додаток 1

Список публікацій здобувача за темою дисертації та відомості про апробацію результатів дисертації, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

11. Shkatulyak N. M. , **Savchuk E. S.** , Usov V. V. Anisotropic damage of titanium plates under uniaxial tension after reverse bending. *Journal of Materials Research and Technology* (Scopus). 2018. Vol. 7, No 1. P. 82–88. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785417300649>

12. Torop V. M. , Rabkina M. D. , Shtofel O. O. , Usov V. V. , Shkatulyak N. M. , **Savchuk O. S.** On the causes of fractures of reinforcing ropes of the protective shells of power-generating units of nuclear power plants. *Materials Science*. (Scopus) 2018. Vol. 54, No. 2. P. 240-249.

13. Shkatulyak N. M. , Usov V. V. , **Savchuk E. S.** , Dragomeretskaya E. A. , Bargan D. V. Effect of the Strain Kind on the Texture and Microstructure of Low-Alloyed Steel. *International Journal of Metals*. 2016. Vol. 2016, ID 5021749. P. 28-36. URL: <http://dx.doi.org/10.1155/2016/5021749>

14. Shkatulyak N. M. , **Savchuk E. S.** , Usov V. V. Anisotropic Damage of Low-Alloy Steel Plates Under Uniaxial Tension After Alternating Bending. *American Journal of Mechanical and Industrial Engineering*. 2016. No. 1(2). P. 10-14. URL: <http://www.sciencepublishinggroup.com/j/ajmie>

15. Usov V. V. , Shkatulyak N. M. , Dragomeretskaya E. A. , **Savchuk E. S.** , Bargan D. V. , Daskalytsa G. V. Effect of Alternating Bending and Texture on

Anisotropic Damage and Mechanical Properties of Stainless Steel Sheets. *Mechanics, Materials Science & Engineering*. 2016. Vol. 6. P. 56-63. URL: <https://issuu.com/mmsejournal/docs/n6>

16. **Савчук Е. С.**, Шкатуляк Н. М. Текстурные особенности объемных наноструктурных материалов, полученных винтовой экструзией. *Фізика, Електроніка, Електротехніка. ФЕЕ: 2017: матеріали та програма науково-технічної конференції*. Суми: Сумський державний університет, 2017. С. 40. URL: <http://elitconf.sumdu.edu.ua/index.php/electronics/fee17/paper/view/2873>

17. **Savchuk E. S.**, Usov V. V. , Bargan D. V. Texture and anisotropy of mechanical properties of the metal of the distillation oil column. *Topical Problems of Semiconductor Physics: abstract book IX International Conf. Truskavets, May 16–20, 2016*. P. 43-45.

18. Шкатуляк Н. М. , **Савчук Е. С.** , Усов В. В. Влияние знакопеременного изгиба на поврежденность стали при одноосном растяжении. *Механические свойства современных конструкционных материалов: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингa, Москва, 6-7 вересня 2016 г.* М: ИМЕТ РАН, 2016. С. 148-149. URL: http://files.imetran.ru/2016/oding/sbornik_oding_2016.pdf

19. Шкатуляк Н. М. , **Савчук Е. С.** , Драгомерецкая Е. А. Текстура, механические свойства и коэрцитивная сила стального резервуара. *Механические свойства современных конструкционных материалов: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингa, Москва, 6-7 вересня 2016 р.* М: ИМЕТ РАН, 2016. С. 147-148 URL: http://files.imetran.ru/2016/oding/sbornik_oding_2016.pdf

20. Усов В.В., Шкатуляк Н.М., **Савчук Е.С.** Распределение текстуры по сечению трубчатых образцов из нержавеющей стали. *Механические свойства современных конструкционных материалов: сборник материалов Міжнар. наук. читання ім. чл.-кор. РАН І. А. Одингa, Москва, 6-7 вересня 2018 р.* М: ИМЕТ

PAH, 2018. – C. 158. – URL:

http://files.imetran.ru/2016/oding/ProgramSbornik_Print_A5.pdf