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

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ДЯЧОК ДМИТРО ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 539.21; 669.176

ДИСЕРТАЦІЯ

РОЗВИТОК ПОШКОДЖЕНЬ В ТЕКСТУРОВАНИХ ПОЛІКРИСТАЛАХ α-ЗАЛІЗА З ФЕРИТНО-МАРТЕНСИТНОЮ СТРУКТУРОЮ

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

____________________Д. О. Дячок

Науковий керівник – Брюханов Аркадій Олексійович, доктор технічних наук, професор

Одеса – 2017

АНОТАЦІЯ

Дячок Д. О. Розвиток пошкоджень в текстурованих полікристалах α-заліза з феритно-мартенситною структурою. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.07 – фізика твердого тіла. Державний заклад «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К. Д. Ушинського», Одеса, 2017.

Дисертацію присвячено вивченню процесів зародження і коалесценції мікропошкоджень у полікристалах зі структурою α-заліза + 30% твердого розчину вуглецю в α-залізі. Рівень пошкодження оцінювали методами електронної мікроскопії та за величиною зміни пружного модуля (дефекту модуля Юнга) щодо неушкодженого зразка. Провели дослідження впливу відпалу при різних температурах на структуру, анізотропію модуля Юнга (Е) і механічні властивості листових полікристалів низьковуглецевої сталі DP600 (0,1% C, 0,15% Si, 1,4% Mn, 0,007% P, 0,008% S, 0,009% N, 0,02-0,06 % Al, 1,0% Cu + Cr + Ni) з феритно-мартенситною структурою. Найменший рівень пошкодження відповідав відпалу при температурах 225-275°С.

Вплив текстури на властивості пружності розрахували теоретично для головних ідеальних орієнтувань (ІО) текстур деформації і відпалу листів α-заліза.

Отримано, що кожна ІО характеризується власною анізотропією Е і його середнім значенням в площині ІО. Оцінили вклад текстури і рівня пошкодження в характеристики пружності при пластичній деформації відпалених листів однофазної низьковуглецевої сталі. Зразки відпалених листів двофазної сталі піддавали рівномірному розтягу в напрямках під кутами $\varphi = 0$, 45° і 90° до напрямку прокатки (НП). Текстура листів характеризується ІО деформації ОЦК металів. При високих деформаціях спостерігали двійникові переорієнтації. Інтегральні характеристики текстури (ІХТ) визначили з даних аналізу функцій розподілу орієнтацій для відпалених листів. Для деформованих зразків ІХТ

розраховували за результатами вимірювання анізотропії Е. Коефіцієнт пошкодження (D) визначали по відношенню дефекту Е деформованого листа щодо відпаленого зразка. Результати порівняли з даними електронної мікроскопії. Анізотропію D апроксимували рядами Фур'є з двома і чотирма парними гармоніками. Експерименту відповідає апроксимація кривих анізотропії пошкодження рядами Фур'є типу: $E(\varphi) = A_0 + A_2 cos 2\varphi + A_2 cos 4\varphi$, що дає можливість описувати анізотропію *D (φ)* тензорами четвертого рангу.

Ключові слова: α-залізо, текстура, модуль Юнга, анізотропія, інтегральні характеристики текстури, пошкодження, Фур'є-аналіз, тензор.

ABSTRACT

Dyachok D. O. Development of the damage in textured polycrystals of α-iron with the ferrit-martensit structure. – Qualifying scientific work on the manuscript.

Thesis for the degree of candidate of physical and mathematical sciences, specialty 01.04.07 – solid state physics. – The South Ukrainian National Pedagogical University named after K. D. Ushinsky, Odessa, 2017.

The thesis is devoted to the study of nucleation and coalescence of microdamages in polycrystals with α-iron structure + 30% solid solution of carbon in α-iron. The level of damage was assessed by electron microscopy methods and on the magnitude of the change in the elastic modulus (the Young's modulus defect) with respect to the undamaged reference. Investigations of the influence of annealing at different temperatures on the structure, the anisotropy of the Young's modulus (E), and the mechanical properties of sheet polycrystals of low-carbon steel DP600 (0.1% C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007% P, 0.008% S, 0.009% N, 0.02-0.06 % Al, 1.0% Cu + Cr + Ni) with a ferrit-martensit structure were carried out. The lowest level of damage corresponded to annealing at temperatures of 225-275^0 C.

The effect of texture on elastic properties was calculated theoretically for the main ideal orientations (IO) of deformation and annealing textures of α-iron sheets.

It is obtained that each IO is characterized by its own anisotropy of E and of its mean value in the plane of the IO.

The contributions of the texture and of the level of the damages on the elastisity characteristics under the plastic deformation of annealed sheets of single-phase low-carbon steel were estimated.

Samples of annealed sheets of dual-phase steel were subjected to uniform stretching in directions at angles of $\varphi = 0$, 45 and 90^0 to the rolling direction (RD).

The texture of the sheets is characterized by the IO of deformation of the bcc-metals.

At high deformations, twin reorientations were observed. The integral characteristics of the texture (ICT) were determined from the analysis of the orientation distribution functions for the annealed sheets. For deformed samples, the ICT was calculated from the results of anisotropy E measurements. Damage (D) was determined from the ratio of the E defect of the deformed steel sheet relative to the annealed reference. The results were compared with the data of electron microscopy. The anisotropy D was approximated by Fourier series with two and four even harmonics.

The approximation of the damage anisotropy curves by Fourier type series of type: $E(\varphi) = A_0 + A_2 cos 2\varphi + A_2 cos 4\varphi$ corresponds to the experiment, which makes it possible to describe the anisotropy of D (φ) by fourth-rank tensors.

Key words: α-iron, texture, Young's modulus, anisotropy, integral characteristics of the texture, damage, Fourier analysis, tensor.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Dmitry Dyachok The effect of texture in modeling deformation processes of bcc steel Sheets / Gerstein Gregory, Bruchanov Arkadii A, Dyachok. Dmitry, Florian Nurnberger // Materials Letters. – 164 (2016). – pp. 356–359.

2. Дячок Д. А. Влияние дорекристаллизационного отжига на текстуру и анизотропию свойств листов двухфазной низкоуглеродистой стали / Н. А. Волчок, Н. П. Праведна, Д. А. Дячок // Educatio. – 2015 (9). – С.45-49.

3. Dyachok D. A. Effect of deformation texture on the anisotropy of elasticity and damage of two-phase steel sheets, A. A. Bryukhanov, G. Gerstein, D. A. Dyachok // Phys. Metals Metallogr. – 2016. – Vol. 117, pp. 742-747**.**

3(a). Дячок Д. А. Влияние деформации растяжением на анизотропию поврежденности листов двухфазной стали DP600 / Г. Гринштейн, А. А. Брюханов, Д. А. Дячок, Ф. Нюрнбергер // Физика металлов и металловедения. – 2016 (7). – С. 742-748.

4. Дячок Д. А. Анизотропия упругих свойств идеальных ориентировок плоских текстур α–железа / Д. А. Дячок // «Восточно-Европейский журнал передовых технологий». – 2016 . – С. 65-74.

5. Дячок Д. А. К вопросу об оптимальных размерах плоских образцов для измерения упругих модулей резонансным методом / Д. А. Дячок, В. В. Лукашин, Н. А. Волчок, В. Э. Горбачев, С. Н. Поляков // Наукові праці ОНАЗ ім. О. С. Попова – 2017. № 2. – С. 51-60.

6. Дячок Д. А. Текстура и механические свойства листов ферритной стали при различных режимах увеличения растягивающей нагрузки / А. А. Брюханов, Г. Герштейн, Д. А. Дячок, Н. А. Волчок, Ф. Нюренбергер // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10, 20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

7. Дячок Д. А. Влияние деформации растяжением на анизотропию поврежденности листов двухфазной стали DP600/ А.А. Брюханов, Г. Герштейн, Д. А. Дячок, Ф. Нюрнбергер // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической

конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10, 20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

8. Дячок Д. А. Упругие свойства идеальных ориентировок плоских текстур α–железа / А.А. Брюханов, Н. А. Волчок, Д. А. Дячок // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

9.Дячок Д. А. Особенности текстурообразования в листах низкоуглеродистой стали при ассимеричной прокатке / А. А. Брюханов, А. Ю. Гридин, А. Андреев, Мирко Шапер, Д. А. Дячок // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ І ПОЗНАЧЕНЬ…………………………..

ВСТУП……………………………………………………………………….. 10

РОЗДІЛ 1. РУЙНУВАННЯ І ПОШКОДЖЕННЯ ПОЛІКРИСТАЛІВ………… 18

1.1. Фізична природа руйнування…………………………………….......... 18

1.2. Дефекти в деформованих металах……………………………………... 20

1.3. Концепції пошкодження матеріалу…………………………………… 22

1.4. Механічне представлення пошкодження……………………………... 26

1.5. Закон пружності пошкодженої структури…………………………….. 28

1.6. Вимірювання рівня пошкодження……………………………………... 29

1.7. Вплив пошкоджень на величину пружних модулів……………………….. 31

1.8. Процес пароутворення в двофазних полікристалах з ОЦК структурою…. 32

Висновки до розділу 1…………………………………………………… 36

РОЗДІЛ 2. МЕТОДИ ВИВЧЕННЯ ТЕКСТУРИ І АНІЗОТРОПІЇ ВЛАСТИВОСТЕЙ КУБІЧНИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ……………………………. 38

2.1. Рентгенодифрактометричні методи вивчення текстур з побудовою полюсних фігур………………………………………………………………… 40

2.2. Фактор дефокусування при зйомці кривих полюсної щільності методами «на відображення»……………………………………………………………... 45

2.3. Аналіз текстур за допомогою прямих полюсних фігур…………………… 50

2.4. Аналіз текстури з використанням функції розподілу орієнтацій………… 53

2.5. Інтегральні характеристики кубічних полікристалів……………………… 59

2.6. Визначення анізотропії властивостей листових полікристалів…………… 63

Висновки до розділу 2…………………………………………………… 66

РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА ТЕКСТУРУ, АНІЗОТРОПІЮ МЕХАНІЧНИХ ТА ПРУЖНІХ ВЛАСТИВОСТЕЙ, РІВЕНЬ ПОШКОДЖЕННЯ ЛИСТІВ ДВОФАЗНОЇ НИЗЬКОВУГЛИЦЕВОЇ СТАЛІ.... 68

3.1. Анізотропія пружних властивостей листів сплаву DP600 після послідовних відпалів………………………………………………………… 70

3.2. Текстурні зміни листів двофазової сталі при низькотемпературному

відпалу………………………………………………………………………... 73
3.3. Анізотропія пружних властивостей ідеальних орієнтувань плоских текстур α-заліза………………………………………………………………… 77
3.3.1. Анізотропія пружності ідеальних орієнтувань плоских текстур кубічних металів……………………………………………………………….. 78
3.3.2. Анізотропія модуля Юнга основних ідеальних орієнтувань текстур α – заліза………………………………………………………………………… 83
3.3.3. Апробація методу ідеальних орієнтувань для аналізу анізотропії модуля листів пружності плоскої текстури α-заліза…………………...….. 87
Висновки до розділу 3……………………………………………………… 91
РОЗДІЛ 4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ…………………………………… 94
4.1. Розвиток текстури в листах двофазної сталі при деформації розтягування………………………………………………………………… 94
4.2. Зародження і розвиток мікропошкоджень в мартенситі двофазної сталі при деформації розтягуванням……………………………………………... 97
4.3. Анізотропія мікрпошкоджень в листах двофазної сталі при деформації розтягуванням……………………………………………………………….. 102
Висновки до розділу 4……………………………………………………… 104
ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ……………………………………….. 106
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ………………………………………… 109
ДОДАТКИ……………………………………………………………………… 121
Додаток 1……………………………………………………………………….. 121

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ І СКОРОЧЕНЬ

ГЦК – гранецентрована кубічна;

ОЦК – об'ємноцентрована кубічна;

НП – напрямок прокатки;

ПН – поперечний напрямок;

НН – напрямок нормалі;

ДН – діагональний напрямок;

ППФ – пряма полюсна фігура;

ФРО – функція розподілу орієнтацій (кристалів);

E – модуль Юнга;

ІО – ідеальні орієнтування;

ІХТ – інтегральні характеристики текстури;

D – коефіцієнт пошкодження.

ВСТУП

Актуальність теми. Структурні зміни в полікристалах, що протікають при зовнішніх впливах на них, відображаються на їх текстурі і відповідно, на анізотропії властивостей полікристалів. Це проявляється, зокрема, у процесі пластичної деформації листових полікристалів, при якій відбуваються інтенсивне ковзання, двійникування або дифузійна повзучість [1]. Вивчення текстур деформації дозволяє отримати інформацію про внесок різних деформаційних механізмів у загальну формозміну конструкційних матеріалів та обумовлену текстурою їх анізотропію властивостей. Тому в методах сучасної фізики твердого тіла вивчення механізмів пластичної деформації на основі аналізу текстур розглядається як самостійний напрямок – «текстурний метод аналізу» пластичної деформації твердих тіл. Більшість матеріалів у яких «ефект текстури» проявляється найбільш відчутно, використовується у вигляді листів, які в процесі виготовлення деталей піддаються деформаціям вигину, розтягу, стиску, глибокій витяжці, термомеханічній обробці, зварюванню тощо. Найбільш широко листові матеріали застосовуються на транспортних засобах, чисельність яких на сьогоднішній день ставить серйозні екологічні, енергетичні та матеріаломісткі проблеми. Тобто зменшення ваги транспортних засобів актуально в їх виробництві, особливо у виробництві автомобілів, як найбільш численного транспортного засобу.

Сплави заліза як і раніше залишаються основою виробництва транспортних засобів. Для зниження їх ваги розроблено спеціальні види сталей з високими питомими характеристиками механічних властивостей. До них відноситься група сталей з структурою твердого розчину (сталі DC за європейською специфікою) марганцю (Mn) і кремнію (Si) в альфа-залізі. Інша перспективна група сталей – це сталі з подвійною структурою (сталі DP за європейською класифікацією), в якій одночасно присутня м’яка феритна фаза та тверда мартенситна, одна з яких забезпечує високу пластичність, а інша – міцність. Вміст фаз контролюється хімічним складом та умовами термічної обробки.

Зміцнення сталей першої групи обмежена впливом фосфору та кремнію, який у першому випадку погіршує зварювальні властивості, а в іншому приводить до суттєвих дефектів поверхні. У α-сталях можлива поява пошкоджень типу пор або пустот в пружно-пластичної області.

З точки зору поліпшення здатності до формозміни листів сталей необхідні дослідження, які дозволяють встановити закономірності пластичної текучості металу при деформаціях розтягу, стиску, вальцюванням, штампуванням тощо. Текстурний стан листів, які піддаються деформації чи термомеханічній обробці, істотно впливає на весь процес зміни структури і відповідно властивостей кінцевого продукту. Саме тому текстура в багатьох дослідженнях твердих тіл слугує потужним інструментом для опису процесів пластичної деформації і термічної обробки. Важливу роль відіграє текстура в процесі формування анізотропії властивостей листів і виробів автомобільної та іншої продукції [2], яка в свою чергу може слугувати додатковим резервом покращення міцності та технологічних властивостей напівфабрикатів та кінцевої продукції за багатьма параметрами.

Для створення в полікристалах вигідної текстури потрібні надійні теоретичні механізми формування текстури в матеріалі при різних видах деформації, які в свою чергу були побудовані на основі результатів досліджень структур полікристалів під впливом на полікристал зовнішніх полів.

Текстурні зміни при деформаційно-термічних впливах вивчали в [8-24]. Проте теорія текстуроутворення не побудована. Для її побудови потрібний чіткий якісний опис кристалографічної багатокомпонентної текстури.

Ідея інтегрального математичного опису структурного та орієнтаційного стану матеріалу була запропонована на початку 90-х років [25]. Саме в цей час з’являється нова апаратура, яка дозволяє за допомогою комп’ютерної системи управління і аналізу зображень отримувати «орієнтаційне зображення» структури за допомогою трансмісійного мікроскопу [26, 27], а також іншими, наприклад рентгенівськими методами [28] та методами які використовують синхронне випромінювання [29]. Це створило передумови для отримання принципово нових

даних про текстуру та структуру матеріалу. Прогрес в області розроблених методів дослідження зробив можливим вивчення ролі деформаційної неоднорідності в процесах текстуроутворення.

Останнім часом суттєвий інтерес дослідники проявили до структурної неоднорідності, яка утворюється при деформації [30-36].

Деформаційні структурні неоднорідності відображають процеси структурних змін на мезорівні. Механізм утворення мезоструктурної неоднорідності вивчений недостатньо, пропонуються тільки гіпотези та моделі [37, 39]. Дослідження в даному напрямку повинно суттєво розширити можливості теорії текстуроутворення при моделюванні текстур при деформаціях стиску, розтягу, вальцювання та ін.

Головним проявом неоднорідності структури є зародження та розвиток різних пошкоджень матеріалу на мікро- та нанорівнях. Тому сучасну науку про міцність та пластичність металів та сплавів приваблює проблема стадії прихованого руйнування в полікристалічних конструкційних матеріалах у вигляді пор та пустот, і їх взаємозв’язку зі змінами пружних, електричних, пластичних та інших властивостей.

Ці властивості та їх анізотропія, а відповідно і розподіл пошкоджень структури металу, що виникає та змінюється на всіх етапах обробки металу, суттєво залежать від текстури. Найбільш різко «ефект текстури» проявляється в листових матеріалах зі складною структурою, зокрема в низьковуглецевих двофазних сталях, основний режим отримання яких – неповне загартування, наприклад, нагрівання до температури міжкритичного інтервалу $A_{C_1} - A_{C_3}$ з подальшим охолодженням. Не менш важливим є розрахунок впливу текстури на анізотропію властивостей матеріалу, який представляється і в полікристалах однофазних сталях, зміцнених складним мікролегуванням.

В автомобільному будівництві полікристалічні матеріали найчастіше використовуються у вигляді листів, стрічок, різного профілю, отриманих методами гарячого, теплого та холодного вальцювання, іншими методами,

готовими до формозміни одночасно зі зміцненням та якісним зварюванням [32]. Саме тому вивчення впливу зовнішніх полів на структуру, її неоднорідність у зв'язку з властивостями полікристалічних тіл у вигляді листів та стрічок є важливим ще й з практичної точки зору.

Слід також враховувати, що на даний час спостерігається ріст вартості енергоресурсів, сировини для металургійної промисловості, легованих елементів. Тому процес створення нових сплавів стає все більше витратним, а розробка технологій ефективної обробки вже наявних металів та сплавів з метою підвищення якості металопродукції та зниження енергоспоживання стає все більш актуальною [33, 40]. Такі технології базуються на принципах цілеспрямованого створення та зміни оптимальної структури металопродукції, яка забезпечує високий комплекс властивостей напівфабрикатів та готових виробів [41-43]. Одним із головних способів впливу на структуру полікристалічних тіл є пластична деформація, яка в тій чи іншій мірі супроводжує переважну більшість технологічних процесів. Саме тому дослідження проблем пластичної деформації металів є актуальним [44-55].

Зв'язок з науковими програмами. Дисертація є частиною експериментальних і теоретичних досліджень процесів формування текстури та анізотропії властивостей у матеріалах, які ведуться на кафедрі фізики Державного закладу «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К. Д. Ушинського». Дисертація виконувалась, зокрема, в рамках наукових тем «Дослідження впливу напружено-деформованого стану та текстуроутворення на анізотропію властивостей твердого тіла» (Державний реєстраційний № 0109U000216), а також «Мультимасштабне моделювання процесу пластичної деформації текстурованих полікристалів» (Державний реєстраційний № 0114U000002).

Мета дослідження. Вивчення зв'язку текстурного стану та анізотропії пружних і механічних властивостей листів з однофазною та двофазною структурами α-заліза з процесами утворення та розвитку в них пошкоджень на стадіях прихованого руйнування при відпалі та деформації.

Для досягнення поставленої мети розв`язувалися такі задачі:

- на основі аналізу літературних даних вивчити стан і результати досліджень прихованого руйнування кристалів до появи тріщин;

- для відокремлення впливу текстури і мікропошкоджень структури на пружні властивості текстурованих листів $\alpha-$заліза провести теоретичні дослідження анізотропії модуля Юнга і його середнього значення в площині головних ідеальних орієнтувань текстур $\alpha-$заліза;

- методом послідовних відпалів вивчити процеси залікування дефектів з метою знаходження умов одержання полікристалів заліза з мінімальним рівнем мікропошкоджень;

- вивчити зміну текстурних характеристик в листах $\alpha-$заліза зі структурою суміші фериту і мартенситу при деформації розтягом до різних ступенів деформації;

- методами електронної мікроскопії вивчити розподіл і морфологію мікропошкоджень в таких полікристалах;

- вивчити зміну динамічного модуля Юнга в різних напрямках листів деформованої розтягом двофазної сталі;

- встановити аналітичний зв`язок між рівнем пошкоджень структури двофазних полікристалів $\alpha-$заліза і характеристиками анізотропії їх пружності.

Об’єкт дослідження. Листові полікристали зі структурою $\alpha-$заліза, суміші $\alpha-$заліза (фериту) і пересиченого твердого розчину вуглецю в $\alpha-$залізі (мартенситу)

Предмет дослідження. Фізичні процеси формування текстури, особливостей структурних змін при пластичній деформації і термічній обробці; механічні і пружні властивості; процеси порушення суцільностей на етапі прихованого руйнування.

Основними експериментальними **методами дослідження були:**

- рентгенодифрактометричні методи вивчення текстур на рентгенівському приладі з будуванням прямих полюсних фігур, а також розрахунком інтегральних характеристик текстур за даними функцій розподілу кристалів за орієнтаціями;

- методи електронної мікроскопії структур полікристалів на електронному мікроскопі LEO 1455 VP;

- методи будування кривих «деформація-напруженість» на випробувальній машині «Zwick Z100 (100 кН)»;

- динамічний метод вимірювання модуля Юнга за частотою власних поперечних коливань плоских зразків;

- комп'ютерні методи вимірювання частот коливань зразків;

- числові математичні методи розрахунку інтегральних характеристик текстури за даними функцій розподілу кристалів за орієнтацією.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Вивчено анізотропію характеристики пружності, її середніх значень у різних ідеальних орієнтуваннях α-заліза.

2. Встановлено аналітичний зв'язок між рівнем пошкодження полікристалу з ОЦК структурою та величиною деформації розтягу.

3. Встановлено закономірності текстурних перетворень у листах двофазних полікристалах при деформації розтягом.

4. Отримано характеристики пружності, пластичності та міцності однофазних та двофазних полікристалів α-заліза при деформації розтягом.

5. Визначено коефіцієнт пошкодження полікристалічних листів сталі DP600 в деформованому стані відносно стану рівноваги, одержаного після довготривалого відпалу.

6. Створено механізм текстурних перетворень в листових полікристалах з двофазною структурою в процесі деформації розтягом.

7. За результатами електронно-мікроскопічного фрактологічного аналізу оцінено внесок в анізотропію коефіцієнту пошкодження морфології мікро- та нанопошкоджень.

Практична цінність отриманих результатів визначається, зокрема, широким застосуванням досліджуваних низьковуглецевих сталей у транспортному будівництві.

Для даних матеріалів у дисертації **знайдено**:

1. Характеристики міцності, пластичності, пружні властивості листів після довготривалого відпалу та деформації розтягом.

2. Оптимальні умови отримання листів сталі DP600 з найменшим рівнем пошкодження.

3. Характеристики текстур, які утворюються в результаті деформації і відпалу, зручних для обчислення анізотропії властивостей при моделюванні умов деформування листів при отриманні штампових деталей складної форми.

4. Характеристики рівня мікропошкождень деформованих розтягом до різних ступенів деформації листів двофазної сталі DP600.

5. Напрямки досліджень в розрахунку можливих зон прихованого руйнування при деформаціях листів металів з двофазною структурою.

Апробація результатів дисертації. Основні результати дисертації доповідалися і обговорювалися на таких конференціях:

1. 13 Євразійській конференції «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2010. М. 20-22 апреля 2016 г. М. : МИСИС. 2016.

2. ICMM4, 4th International Conference on Material Modeling, Berkeley, California, USA, May 27-29, 2015.

3. Міжнародній науково-практичній конференції «Наукові перспективи XXI віку. Дослідження и перспективи нового століття» (Росія, Новосибірськ, 17-18.04. 2015 р.)

4. Щорічних наукових конференціях Південноукраїнського національного педагогічного університету імені К. Д. Ушинського. Листопад 2015-2017 рр.

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 9

наукових працях. У тому числі в реферованих наукових міжнародних журналах опубліковано 5 статей, дві з яких надруковані у виданнях, які індексується базою даних Scopus. Додатково результати дисертації роботи висвітлені в 4 тезах і матеріалах міжнародних наукових конференцій.

Структура та об’єм дисертації. Дисертація складається зі вступу, чотирьох розділів, висновків до кожного розділу, загальних висновків до дисертації, списку використаних джерел. Загальний об’єм дисертації складає 122 сторінок, 30 рисунків, 5 таблиць, 154 бібліографічних джерел.

Автор висловлює велику вдячність своєму вчителю Брюханову Аркадію Олексійовичу, за постійну увагу, допомогу та цінні поради, які на вирішальному етапі сприяли успішному виконанню поставлених задач.

РОЗДІЛ 1
РУЙНУВАННЯ І ПОШКОДЖЕНІСТЬ ПОЛІКРИСТАЛІВ

Головною метою фізики міцності і пластичності матеріалів є аналіз причин руйнування, формозміни, зміцнення матеріалів при виготовленні та експлуатації машин і механізмів, а також розробка методів підвищення їх надійності і довговічності. Тобто природа деформації, опору і руйнування матеріалів є провідним напрямом у цій науці.

Вивчення явищ руйнування матеріалів базується, в основному, на аналізі розвитку виниклих тріщин. Проте, як показує практика, аналіз стану, коли тріщини вже утворилися, не може врахувати стан матеріалу, який передує цьому створенню. Тобто потрібне вивчення процесів руйнування матеріалу до появи видимих тріщин, на рівні виникнення областей пошкодження у вигляді пор, пустот, концентрацій дефектів, інших порушень суцільності твердих тіл. Цими питаннями займається механіка пошкодженості.

1.1. Фізична природа руйнування

Пошкодженість твердого тіла – це, передусім, істотна зміна механічних і фізичних властивостей. Ця зміна може мати різну фізичну природу [46]. Деформаційна пошкодженість є процесом зародження і розвитку мікропор, мікротріщин у результаті розриву міжатомних зв'язків. У металевих тілах (крихких, в'язких) під дією зовнішніх сил спостерігається пластична деформація, яка спричинюється зсувною напругою критичної величини, і яка ініціює рух дислокацій на певних системах ковзання.

Дислокації можуть гальмуватися на вже присутніх у металі мікродефектах, домішках, концентрацій напруги та ін. [47].

У результаті утворюється «пошкоджена зона», на якій гальмуються і інші дислокації. Такий процес обов'язково супроводжується появою пошкодженості

[48].

Пошкодженість матеріалів – це фізичний процес, що розвивається та який протікає за часом і приводить до їх руйнування. Цей процес проходить у декілька стадій і розрізняється по мікро-, мезо-, і макрорівнях.

На мікрорівні цей процес зводиться до накопичення мікронапружень на границях дефектів, їх взаємодій, розривання зв’язків, які разом пошкоджують матеріал.

На мезорівні – це зростання і коалесценція мікротріщин і мікропор, які разом ініціюють утворення тріщини. Цей рівень розглядає структурний стан деякого елементу об'єму (представницького), досить малого, щоб, не розглядати градієнти властивостей у середині них, але досить великого, щоб в середньому відбивати мікропроцеси, що відбуваються.

На макрорівні розглядають зростання тріщин, що утворилися, тобто макрорівень – це рівень елементів конструкцій, на якому розглядається розвиток тріщин від міліметра до метрів.

Відповідно до рівнів вивчення процесів руйнування в загальній механіці деформованого твердого тіла, виділилися напрями, які розвиваються як самостійні науки. Це мікромеханіка, механіка континуальних пошкоджень і механіка руйнування.

Перші два напрями вивчають тверде тіло за допомогою параметрів пошкоджень механіки суцільних середовищ, визначених на мезорівні.

Третя стадія використовує фактографічні дані і параметри макрорівня.

Процеси руйнування на макрорівні вивчалися в першу чергу. Тому і механіка руйнування розвинулася раніше інших. Досягнуті великі успіхи у вивченні закономірностей зародження і розвитку тріщин різної форми при різних видах і мірах деформацій. Визначені швидкості зростання тріщин, розроблені методи прогнозування і контролю стійкості матеріалів до зовнішньої дії [4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11].

1.2. Дефекти в деформованих металах

Мікромеханіка вивчає початкові стадії утворення пошкоджень, які ініціюють процес руйнування твердого тіла. Це стадія фіксує момент появи локальної напруги і накопичення дефектів у вигляді субмікронесуцільностей розміром ~1нМ. На цьому етапі пошкодженості не перевищують розмірів блоків зерен тонкої структури [12-13].

На наступному етапі пошкодження структури матеріалу, який є основним, утворюються і зливаються «несуцільності» розмірів, сумарних з розмірами структурної гетерогенності полікристала. На цьому етапі порушення суцільності оцінюються розмірами ~100 нМ [44,15].

Розвивається також підхід вивчення сумарного ефекту впливу дефектів різних рівнів. Створюються моделі руйнування, ґрунтовані на статистичному і термодинамічному описі пошкодженості [46-48].

Розвиваються ідеї про етапи процесу руйнування як про форму самоорганізації системи. Самостійно розвивається також мезомеханіка – напрям, що враховує розмірний рівень руйнування і ієрархію дефектності [19, 20].

Важливими є дослідження розподілу пошкодження за об'ємом матеріалу [75]. Зародження пошкоджень частіше починається в поверхневих і приповерхневих шарах.

На другій стадії разом з появою пор спостерігається і деформаційне зміцнення матеріалу. На третьому етапі процес утворення тріщин здійснюється шляхом роз'єднання атомних площин, за рахунок поглинання дислокаційних мікротріщин різних систем ковзання [48].

У будь-якому випадку дислокаційні процеси визначають усі стадії руйнування і для розуміння процесу руйнування потрібно вивчення загальних закономірностей накопичення пошкоджень, що проявляються при деформації різних матеріалів на усіх етапах деформації і термічної обробки матеріалу.

Металеві полікристалів, як і конструкційні матеріали, піддаються різного роду пластичної деформації. Це пов'язано з появою і накопиченням пошкоджень.

Головну роль у цьому процесі відіграють зсув і ротаційна деформації. Істотний вклад у порушення суцільності полікристалів вносять термічні флуктуації [21]. Механізмом пластичної деформації являється ковзання. Системи ковзання – це площини ковзання і кристалографічні напрями, уздовж яких здійснюється ковзання. Величина дотичної напруги τ_K, при якій починається ковзання, є граничною дотичною напругою. Структура зерна полікристала істотно затрудняє активізацію систем легкого ковзання. Якщо границі зерен не порушуються, то кожне зерно може деформуватися тільки разом з іншими зернами. Інакше, процес деформації в полікристалах відбувається складно в зв'язку з деформацією усього ансамблю зерен. У більшості металів при низьких і нормальних температурах руйнування має транскристалітний характер. При високих температурах і малих деформаціях ковзання відбувається по межах зерен.

Існують дві дислокаційні моделі утворення пошкоджень у полікристалічних тілах при їх деформації: модель Зинера-Стро [22] і модель Котрелла [23].

У моделі Зинера-Стро розглядаються скупчення дислокацій у перешкоді, внаслідок чого пошкодження утворюється в результаті злиття дислокацій у головного скупчення. Критерієм такого пошкодження є виконання умови:

$$\tau = \frac{2G}{2\pi n(1-\nu)^2},$$

де τ – дотична напруга в площині ковзання; G – модуль зсуву; ν – коефіцієнт Пуассона; n – число дислокацій в скупченні.

Розрахунки показали, що зародження мікротріщин вимагає великого скупчення дислокацій ~$10^2 \div 10^3$. Це більше, ніж спостерігається на досвіді. Проте, об'єднання дислокацій полегшується за допомогою флуктуацій, не ідеальності скупчень, складної структури ядра дислокацій, складніших, ніж плоскі скупчення, схем зародження крім того, зародження мікротріщин може відбуватися у відсутності нагромадження дислокацій перед перешкодою – при перерізані малокутової границі в процесі пластичної деформації [21]. Внаслідок цього мікротріщина росте в напрямі, перпендикулярному лініям дислокацій.

У моделі Котрелла [21] для утворення зародкового пошкодження потрібно на порядок менше дислокацій. Причому, експериментально була виявлена відповідність критичної напруги, яка відповідає появі таких тріщин в площинах ковзання, напрузі, яка відповідає деформації, при досягненні якої поперечне звуження починає відставати від видовження. Розмір несуцільностей обчислювався за формулою Коттрелла [22]:

$$l = \frac{2\xi G}{\pi(1-\nu)\sigma^2},$$

де l – довжина мікротріщини; σ – прикладена розтягуюча напруга; ξ – поверхнева енергія матеріалу.

Механізм накопичення у пошкоджень істотно залежить від дислокаційної структури, що формується в процесі деформації. Крім того, в реальних дислокаційних структурах також вірогідне термофлуктуаційне зародження мікротріщин [24]. Згідно кінетичної концепції міцності твердих тіл руйнування починається практично відразу після додаткового навантаження і обумовлюється термічними флуктуаціями. Роль зовнішньої напруги зводиться до зменшення потенційного бар'єру і забезпечення енергетичної вигоди кінцевого стану.

1.3. Концепції пошкодження матеріалу

Очевидно, що важливу роль у явищі руйнування матеріалу відіграє стадія «розсіяного руйнування». Це поступове накопичення мікродефектів, об'єднання їх у тріщини і розвиток цих тріщин. Це процес внутрішнього пошкодження матеріалу, що відповідає предруйнуючому стану, тобто до виявлення мікротріщин. Цей рівень – область прикладення механіки континуальних пошкоджень або механіки пошкоджень .

Нині в механіці склалися два різні уявлення про те,що слід розуміти під «пошкодженнями».

Перше з них – пошкодження за Пальмгреном-Майнером [26]. Друге – пошкодження в трактуванні Л. М. Качанова і Ю. М. Работнова [27-30]. Пошкодження за Пальмгреном-Майнером розглядається для циклічних деформацій. Тому тут вводиться характеристика втомного пошкодження (D_n), яка дорівнює:

$$D_n = n / N(\sigma), \tag{1.1}$$

де n – число циклів навантаження (фактичне або напрацьоване), N – довговічність (число циклів до руйнування), σ – рівень напруги. Цей підхід знайшов широке поширення при розгляді завдань, пов'язаних з циклічними деформаціями. Було висунено ряд гіпотез про накопичення пошкоджень. Побудовані моделі руйнування на основі лінійного і нелінійного підсумовування пошкоджень [31-35]. Залежність характеристики втомного пошкодження розширила залежність її від фізико-механічних властивостей матеріалу:

$$D_n = f\left(\frac{n}{N}, \sigma, \nu, m_j\right). \tag{1.1,a}$$

Проте численні експериментальні перевірки показали, що сума накопичених пошкоджень до моменту руйнування не завжди дорівнює одиниці, як це вимагає теорія. Тому дослідження по вдосконаленню цієї теорії тривають.

Модель пошкодженості Качанова-Работнова передбачає рівномірний розподіл дефектів за усім об’ємом матеріалу. Міцність матеріалу у вирішальному ступені залежить від цих дефектів. Це особливо різко проявляється при повзучості металу.

Деформація повзучості супроводжується поступовим погіршенням структури матеріалу, а саме, її суцільності. На ній зароджуються пори, які можуть з'єднуватися одна з одною і утворювати мікротріщини. У результаті площа, яка сприймає зовнішнє навантаження, зменшується. Відповідно, має місце послаблення матеріалу, викликане такого роду пошкодженнями за усім об’ємом матеріалу. Тобто звичайне визначення напруги:

$$\sigma = \frac{Q}{S_0}, \tag{1.2}$$

де Q – середнє навантаження, S_0 – площа перерізу за відсутності порушень суцільності, вже не відповідає реальності.

Реальна площа перерізу S< S_0 і істинна напруга $\sigma_S = \frac{Q}{S} > \sigma$. Дослідник Л. М. Качанов ввів безрозмірну величину Ψ, яку назвав «суцільностю» твердого тіла [3,28]:

$$\Psi = \frac{\sigma}{\sigma_S}. \tag{1.3}$$

Для непошкодженого матеріалу $\Psi = 1$, для зруйнованого $\Psi = 0$. Ю. М. Работнов ввів у вживання додаткову характеристику стану матеріалу, яку він назвав параметром пошкодження або просто «пошкодженням»:

$$\omega_C = 1 - \Psi \tag{1.4}$$

Для непошкодженого стану ω_C = 0, для повністю зруйнованого тіла ω_C = 1. Параметр Качанова-Работнова використано для отримання формул розрахунку часу до руйнування при повзучості і циклічних деформацій. У основу були покладені різні закони зростання пошкодження – лінійного, степеневого та ін. Основна ідея механіки розсіяного пошкодження полягає в описі утворення внутрішніх розривів за допомогою постійно мінливого стану ω_C – величини поля пошкодження.

У рамках лінійної механіки руйнування розвивається і третя модель пошкодження, в якій використана ідея Гріффітса [36]. Гріффітс вважав, що бездефектний матеріал завжди містить хоч одну мікротріщину, а руйнування це фактично кінетика розвитку цієї тріщини. Тоді мірою пошкодження у структурі може служити довжина цієї тріщини:

$$\omega_\ell = \ell. \tag{1.5}$$

Для опису процесів накопичення пошкодження в різних матеріалах, інтенсивно розвивалися моделі, побудовані на континуальному підході. Коротко

описані фізичні механізми руйнування і еволюції пошкодження.

Основна увага приділяється створенню і зростанню пор. Розглянуті «мікромеханічні» моделі зародження, зростання і коалесценції пор канонічної (циліндричної, сферичної, еліпсоїдної) форми.

Припускається, що пори виникають на границях жорстких включень. Обговорюються різні співвідношення для опису поверхні текучості, що враховує вид напруженого стану (за рахунок включення у вираз функції текучості першого інваріанту тензора напруги), анізотропії, наведеною пластичною деформацією і процесом еволюції розташування, форми і розмірів пор.

Макрофеноменологічні моделі пошкоджень і руйнування припускають, що в'язке руйнування матеріалів реалізується як досягнення критичної величини пористості. Уважається, що представницький об'єм можна розглядати як сукупність елементів, кожний з яких є канонічною областю (круговий циліндр, сфера) з аналогічною за формою порожниною.

У роботах [27-30] розглянуті прості випадки деформації ізотропних макрозразків, виведені еволюційні рівняння для відповідних параметрів (суцільності і пошкодженості), визначені моменти початку руйнування. Запропоновані методики визначення матеріальних параметрів в еволюційних рівняннях. Використовується принцип лінійного підсумовування пошкоджень, вводиться поняття фронту руйнування в умовах неоднорідного напружено-деформованого стану, зроблені спроби описати складніші процеси деформації з урахуванням температури і швидкості деформації, у разі анізотропного середовища та складного навантаження. Є спроба узагальнення скалярного параметра суцільності пошкоджень на випадок вектору значної функції суцільності/пошкодження.

У основі підходу [27, 30] до опису крихкого (квазікрихкого) руйнування лежить ідея про можливість ввести деяку абстрактну характеристику пошкодження (тензор 0-го, 1-го або 2-го рангу), що описує процес розвитку так званих розсіяних пошкоджень (мікропор, мікротріщин) у матеріалі в цілому (хоча і відзначається різний характер внутрішньозернового руйнування). Ці роботи

розвинені в [37, 38], де наводиться ряд моделей накопичення пошкодженості при одновісному навантаженні. Відзначається, що існують деякі пороги і значення напруги (коефіцієнта інтенсивності напруги), після досягнення яких не відбувається зростання в атомних тріщинах.

Іншою важливою відмінністю цих моделей є традиційний для дослідження втомної міцності перехід від аналізу тимчасових залежностей до аналізу зміни пошкодженості від кількості циклів навантаження. Можна відмітити і ряд їх істотних недоліків. По-перше, усі приведені співвідношення спочатку формулюються і фізично обґрунтовуються для випадку одновісного навантаження. У зв'язку з цим актуальним залишається питання про спосіб переходу до опису пошкодженості при тривимірному напружено-деформованому стані. Інакше кажучи, в таких співвідношеннях не враховується вид напружено-деформованого стану. По-друге, в приведених співвідношеннях розмірність параметра C_1 залежить від показника міри, що призводить до труднощів встановлення його фізичного сенсу. По-третє, самі автори цих співвідношень відмічають, що матеріальні параметри, що входять до складу еволюційних рівнянь для пошкодження, є швидше матеріальними функціями, і, отже, необхідно додатково обговорювати структуру цих функцій. Характерним прикладом використання класичного підходу Качанова-Работнова може слугувати робота [39], у якій за допомогою скалярного параметра пошкодженості описується процес накопичення пошкоджень і переходу до руйнування елементів турбін гідроелектростанцій.

1.4. Механічне представлення пошкодження

На мезорівні щільність мікропустот може бути оцінена в будь-якій площині перерізу зразка як дефект площі взаємодії частин тіла до повного перерізу. Для оперування безрозмірною величиною, ці площі відносять до елементу представницького об'єму. Точка M площини, орієнтація якої задана нормаллю $\vec{n}$.

Величина пошкодження $D(M,\vec{n},x)$ в точці М в напрямі $\vec{n}$ з координатою x виразиться у вигляді:

$$D(M,\vec{n},x)=\frac{\delta S_{Dx}}{\delta S} \tag{1.6}$$

де – δS площа повного перерізу в площині; δS_{Dx} – дефектна площа всіх мікротріщин і мікропустот у площині δS. Для оцінки рівня «суцільності» необхідно розглянути всі площини представницького об'єму (міняючи x) і вибрати площину з максимального пошкодження, координата x зникає і отримаємо:

$$D(M,\vec{n})=\frac{\delta S_D}{\delta S} \tag{1.7}$$

З останнього вираження виходить, що величина скалярного параметра обмежена 0 і 1:

D = 0 для неушкодженого представницького елементу об'єму;

D = 1, якщо представницький об'єм повністю зруйнований на дві частини.

Отримаємо просте визначення пошкодженості як ефективної щільності мікродефектів в перерізі зразка :

$$D=\frac{S_D}{S} \tag{1.8}$$

Якщо вибраний представницький об'єм навантажений силою, тоді звичайна напруга дорівнює:

$$\sigma=\frac{F}{S}$$

Якщо дефекти розкриті таким чином, що мікросили на поверхнях мікропошкодженнь, представлених загальною площею S_D відсутні, зручно ввести поняття ефективної напруги $\tilde{\sigma}$, яка віднесена до поверхні що ефективно чинить опір вантаженню - ($S–S_D$):

Використовуючи параметр пошкодженості:

$$D=\frac{S_D}{S},\ \tilde{\sigma}=\frac{F}{S\left(1-\frac{S_D}{S}\right)} \text{ або } \tilde{\sigma}=\frac{F}{(1-D)}.$$

Цей вираз є ефективна напруга матеріалу при розтязі. При стискуванні, якщо деякі дефекти закриваються, пошкодженість залишається незмінною, поверхня, яка ефективно чинить опір вантаженню буде більше, ніж – ($S–S_D$). Зокрема, якщо усі дефекти закриються, ефективна напруга при стискуванні $\tilde{\sigma}^{+}$ рівна звичайній напрузі σ. Цей ефект розглянутий детально в розділах 2, 3, 4.

Повертаючись до визначення «ефективної площі» мікрпошкоджень під ефективною площею слід розуміти «зміцнення площі», що виникає за рахунок концентрації мікронапруг і внутрішніх взаємодій дефектів, які піддавали навантаженню розтягом або зсувом. Тільки мікромеханіка може надати виразний сенс цієї концепції, яка буде взята до уваги на мезорівні шляхом зміни пошкодженостей у сенсі їх зв'язку з пружністю і пластичністю .

Для того, щоб не аналізувати кожен тип дефектів і кожен тип механізму пошкодженості необхідно постулювати принцип на мезорівні:

Непошкоджений матеріал	Пошкоджений матеріал
$D=0$	$0<D<1$
$\varepsilon = f(\sigma,...)$	$\varepsilon = f\left(\dfrac{\sigma}{1-D}\right)$

Це може бути прикладено до пружності

1.5. Закон пружності пошкодженої структури

Поява пустот і інших пошкоджень в об'ємі полікристала, передусім, істотно зменшують пружні модулі. Це видно з таких міркувань:

Непошкоджений матеріал	Пошкоджений матеріал
D = 0	$0<D<1$
$\varepsilon_e = \dfrac{\sigma}{E}$	$\varepsilon_e = \dfrac{\sigma}{E(1-D)}$

Скорочення для ізотропного матеріалу:

$$\varepsilon_{22}^{e} = \varepsilon_{33}^{e} = -\nu\varepsilon_{e},$$

де E - модуль Юнга, ν - коефіцієнт Пуассона.

Пружний модуль пошкодженого матеріалу, який визначається відношенням $\tilde{E} = \dfrac{\sigma}{\varepsilon_e}$ прийме вигляд $\tilde{E} = E(1 - D)$.

На рис. 1.1. наведений приклад зміни пружного модуля як процесу в'язкого пошкодження міді високої частоти. Воно також може еволюціонувати від мікротріщини в понятті мікромеханіки.

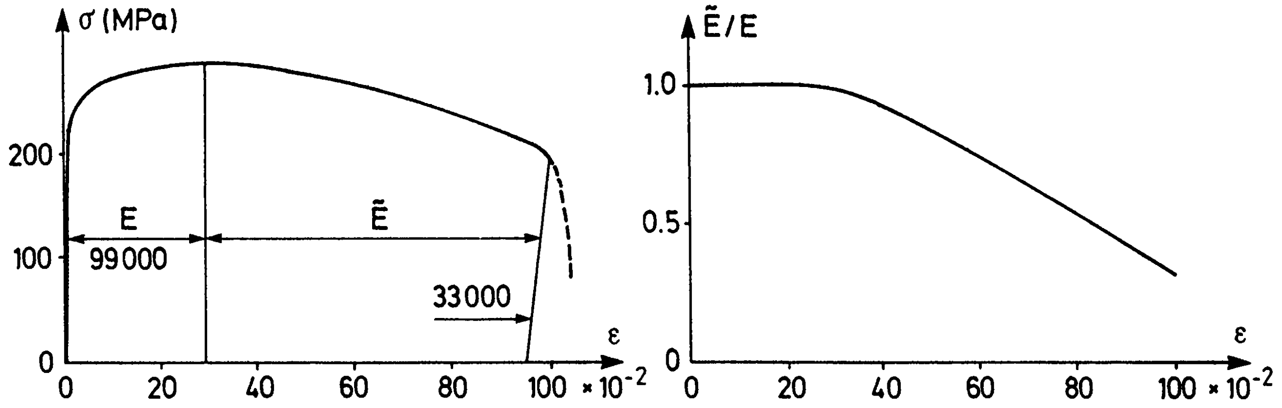

Рис.1.1. Зміна модуля Юнга після деформації електротехнічній міді [3, 40].

1.6. Вимірювання рівня пошкодження.

Прямі виміри проводяться методами мікроскопії. Вони включають оцінку загальної площі тріщини δS_D в перерізі δS на мезорівні. Вводиться коригувальний чинник, який дорівнює 1. Для того, щоб надійно спостерігати картину площею приблизно 100 мм^2 представницького об'єму досить мати збільшення для металів ~ 1000.

Якщо пошкодження складається з мікротріщин, які не гомогенні, тоді майже немає шансу отримання навіть однієї мікротріщини в будь-якому перерізі. Таким чином, пошкодженість може бути оцінена тільки по лініях, які показують перетини мікротріщин з площиною спостережуваної площини перерізу. Це можна

спостерігати на прикладі, приведеному Леметре [43.86] для $NiCoMo$ сталі (рис. 1.2). Еквівалентне ізотропне пошкодження може бути отримане так – розглянемо мікромеханічний елемент n комірок, кожна з яких містить тріщину різних відносних розмірів a_i.

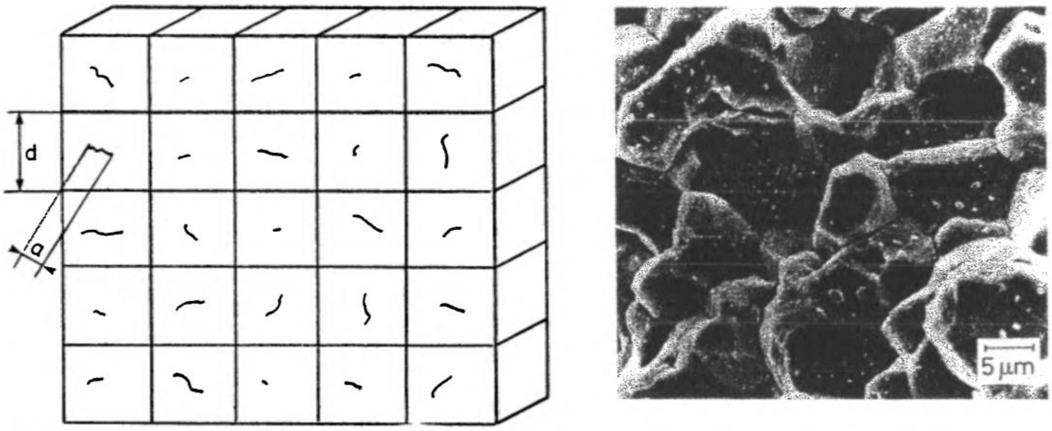

Рис. 1.2. Приклад прямого визначення пошкодженості в $NiCoMo$ сталі [40].

$$D_i = \frac{\delta S_D}{\delta S} \cong \frac{a_i^2}{d^2}$$

Еквівалент ізотропної пошкодженості в площині спостереження від n комірок береться як середня величина пошкодженості в кожній із комірок. Це простий шлях гомогенізувати дискретний набір величин з метою отримання змінної для суцільного середовища.

$$D = \frac{\sum_{i=1}^{n} \frac{a_i^2}{d^2}}{n} = \frac{\sum_{i=1}^{n} a_i^2}{nd^2}.$$

Якщо мікрофотографія розміру l^2 розглядає n тріщин, поверхню мікрознімку можна виразити так:

$$l^2 = nd^2$$

Величина пошкодженості спрощується

$$D = \frac{\sum a_i^2}{l^2}$$

Це руйнівний метод і реалізувати його складно.

1.7. Вплив пошкоджень на величину пружних модулів

Пошкодження, що утворилися в металі, істотно впливають на міцність, пластичність, пружні і інші властивості, на загальну здатність до формозміни. Це проявляється у випробуваннях на розтяг, вигин, при вимірі фізичних, механічних властивостей матеріалів та ін.

Непрямі методи оцінки пошкодження матеріалу ґрунтуються на вимірах властивостей залежно від величини накопичених пошкоджень.

Для в'язких матеріалів ефективний метод пружних модулів. Це непрямий метод, що ґрунтується на впливі пошкоджень на пружності за допомогою стану зв'язку, як це описаною в 1.5:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$$

Цей неруйнівний метод вимагає виготовлення зразків з метою проведення механічних випробувань. Це припускає рівномірну гомогенну пошкодженість у зразку.

Якщо $\tilde{E} = E(1-D)$ розглядати як ефективний пружний модуль пошкодженого матеріалу, пошкодженість може бути отримана з цих вимірів модуля Юнга:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}$$

Цей дуже корисний метод вимагає дуже точних вимірів деформацій. Використовуються спеціальні затискачі для точного виміру деформації при розвантаженні. На прикладі, приведеному на рис. 1.3 для в'язкого пошкодження міді, яка викликана великою деформацією σ_v, де $\sigma_V = \sigma(1+\varepsilon)$ реальна напруга.

Цей метод може бути використаний для будь-яких видів пошкодженості. Головним обмеженням методу є застосування його тільки за умови рівномірної деформації в місцях зразків, які використовують для вимірів.

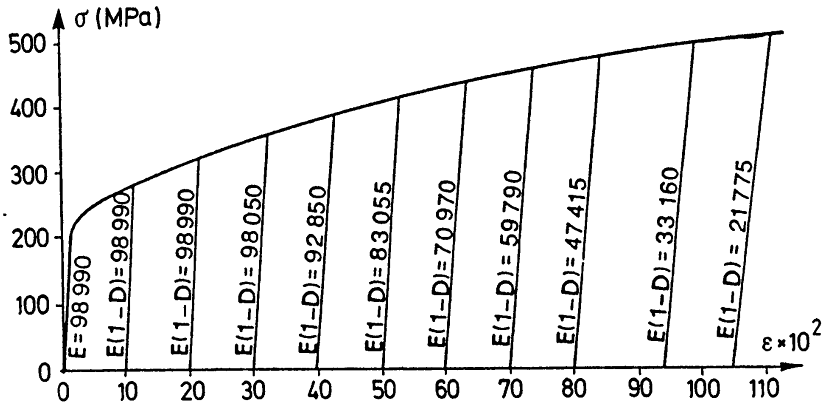

Рис. 1.3. Зміни модуля Юнга залежно від зростання щільності ушкоджень при розтягуванні зразків електротехнічної міді [40].

Якщо пошкодженість локалізована, як це буває при високоциклічній втомі металів, слід застосовувати інший метод.

Крім того, на початку і кінці кривих навантаження і розвантаження спостерігаються невеликі нелінійності із-за ефектів в'язкості і зміцнення, а також із-за експериментальних особливостей пристроїв. Краще всього ігнорувати їх і ідентифікувати $\tilde{E}$ в інтервалі навантажень:

$$0.15\frac{F_{max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85\frac{F_{max}}{S}$$

Дуже важливо використати одну і ту ж процедуру для оцінки E и $\tilde{E}$.

1.8. Процес пароутворення в двофазних полікристалах з ОЦК структурою

Механізм розвитку мікропошкоджень ускладнюється в матеріалах із складною структурою, до яких відносяться двофазні низьковуглецеві сталі.

Двофазні сталі мають високу міцність і достатнє рівномірне видовження [41].

Рівномірне видовження і міцність – важливі механічні характеристики, але вирішальний вплив на формування сталей робить схильність структури до утворення мікротріщин і їх зростання.

Параметрами, які характеризують цю схильність являються видовження в зоні шийки при випробуваннях на розтяг, зміні форми отвору при випробуваннях на втискування конуса крізь отвір, подовженні при випробуваннях на вигин [42, 43]. Загалом, створення, зростання і коалесценція мікропор може мати місце в різних місцях двох фазних матеріалів. Це може відбуватися в зернах мартенситу, в зернах фериту в областях примикання їх до зерен мартенситу, на різного роду включеннях та ін.

Проте, як показує огляд робіт такого напряму, домінує думка що поява мартенситних зерен є пріоритетним явищем [44-48]. Дослідники [49-61] спостерігали створення пор переважно в зернах фериту.

У роботах [62-67] оцінювали процес утворення пор, як в зернах мартенситу, так і в зернах фериту як рівно імовірний. Утворення пор на домішках автори [68-70] спостерігали як процес супроводжуючий руйнування.

Порожнечі найчастіше виявляються витягнутими в напрямі перпендикулярному прикладеному розтягу. Така форма пор характерна для тріщин при крихкому порушенні суцільності. Механізм утворення таких пор полягає в тому, що на межі двох зерен мартенситу при розтязі утворюється мікророзрив, який поширюється уздовж границі розділу зерен у міру збільшення розтягуючого навантаження. Такі пошкодження на границях мартенсит/ферит в літературі не відзначалися. Після появи таке пошкодження призводить до розділення двох ребер мартенситу або розколює одне велике зерно. Тому такий тип пошкоджень називається «мартенситним пошкодженням».

Інший тип пошкоджень у вигляді пор виникає на границі розділу мартенсит/ферит. Вони утворюються на краю мартенситного зерна і ростуть у напрямі діючої розтягуючої напруги. Вони не поширюються всередину зерна мартенситу і не поширюються уздовж міжзернових границь. Ці пори утворюються у фериті в результаті відриву на межі мартенсит/ферит. Такий тип пор називається «пошкодженнями фериту».

Можливе зародження пор на межі ферит/тверде включення. Така пора виникає за рахунок відриву від чужорідних часток у вигляді оксидів, сульфітів і інших хімічних сполуках.

Методами електронної мікроскопії досліджували вплив морфології зерен мартенситу на особливості зародження в зернах пор, тріщин і інших пошкоджень і їх подальше зростання залежно від прикладеної деформації розтягом. Розглядали:

- рівноосьові зерна мартенситу;
- витягнуті уподовж напрями зовнішнього розтягуючого зусилля;
- витягнуті в напрямі, перпендикулярному напряму розтягуючого зусилля;
- зерна складної форми з гострими виступами і западинами.

Зерна мартенситу, витягнутих уздовж розтягуючої напруги, деформуються більше, ніж рівноосьові зерна при однакових величинах прикладеної напруги. Отже, і пори в рівноосьових зернах утворюються рідше.

Очевидно, що пошкоджeності структури двофазних полікристалів, найчастіше зароджуються у відносно твердій фазі. Тому деформація мартенситу в сталях із структурою мартенсит/ферит притягає головну увагу дослідників. Велику роль відіграє і взаємодія мартенситних і феритних зерен при деформації. Пошкодження на твердих включеннях спостерігається рідко, як і самі включення, зважаючи на високу чистоту сучасних двофазних сталей. Зміцнення мартенситу в процесі деформації значно вище, ніж зміцнення феритної основи [71-74].

Подібні результати були отримані при вивченні деформацій згину двофазних сталей [75].

Також було виявлено, що в об'ємі мартенсит пластично починає деформуватися при менших загальних деформаціях із-за зміцнення фериту. Ці результати були отримані при випробуваннях на розтяг «in-situ» [76] і підтверджено дослідженнями нейтронної дифракції [77] і методами рентгеноструктурного аналізу [78]

Швидкість деформаційного зміцнення неоднакова в різних елементах структури. Це: 1) область з високою мірою деформаційного зміцнення; 2) область

в якій зростання зміцнення зменшується із збільшенням подальшої міри деформації; 3) область в якій зміцнення після досягнення деякої величини різко падає.

Висока міра зміцнення характерна для областей підвищеного скупчення дислокацій. Зазвичай це має місце на границях розділу зерен мартенсит/ферит. Це відбувається тому, що при малих деформаціях мартенсит деформується пружно, а ферит – пластично.

З іншого боку, на кривих розтягу змінюється нахил. Це свідчить про те, що деформація починається і в мартенситі, у той час, коли скупчення дислокацій призводять до явища «текучості» в мартенситі. Що призводить до полегшення пластичної деформації в мартенситі.

Степінь загальної деформації, при якій спостерігається перехід деформації мартенситу від пружної до пластичної складає ~0,03.

Очевидно, що паровиникнення, яке супроводжує цей процес знижує міру зміцнення і зменшує величину рівномірного видовження при випробуваннях на розтяг.

Паралельно з пластичною деформацією мартенситу відбувається інтенсивна деформація фериту. Цей процес протікає шляхом множинного ковзання і спостерігається у вигляді смуг ковзання електрономікроскопічно.

Дослідження також підтверджують, що величина напруги для появи пор у фериті значно більша, чим напруга в мартенситі.

Слід зазначити, що в літературі досить мало уваги приділяється процесам утворення пошкодженості на межах зерен мартенсит-ферит і ферит-ферит, практично відсутні дані про роль різної орієнтації зерен фериту в матриці структури.

Висновки до розділу 1

Аналіз теоретичних і експериментальних дослідницьких процесів руйнування полікристалів демонструє, що:

1. Накопичення пошкоджень у металевих матеріалах являється кінетичним процесом, який протікає по стадіям і пов'язаний з процесом деформації. На перших етапах деформації відбувається утворення дефектів різного структурного рівня до виникнення видимої тріщини, розвиток якої відбувається шляхом коалесценції вже існуючих мікродефектів структури. Це обумовлює взаємозв'язок і стадійність процесів деформації і руйнування.

2. При досягненні критичної концентрації мікродефектів починається масове зародження несуцільностей. Розмір, спостережуваних зародкових несуцільностей у кристалічних матеріалах близько 0,1 мкм. У кристалічних матеріалах розміри зародкових несуцільностей задовільно можуть бути пояснені, виходячи з дислокаційної моделі їх створення.

3. Для опису деформаційної пошкодженості і її впливу на механічні властивості конструкційних матеріалів потрібна розробка практичних методів ідентифікації дефектності, виявлення стадій її розвитку, умов створення мікро- і макродефектів.

4. Стан пошкодженого полікристалічного тіла може задаватися коефіцієнтами «суцільності» і «пошкодженості». Моделі руйнування, ґрунтовані на таких представленнях передбачають рівномірний розподіл дефектів за усім об’ємом матеріалу.

5. Пошкодження, що утворилися в металі, істотно впливають на міцність, пластичність, пружні і інші властивості, на загальну здатність до формозмін. Непрямі методи оцінки пошкодженості матеріалу ґрунтовані на вимірах властивостей залежно від величини накопичених пошкоджень. Для в'язких матеріалів ефективний метод пружних модулів.

6. Мікротріщини і пори утворюються в різних місцях мартенситною і феритної фаз і на включеннях. При цій деформації фракція пор на мартенситі

значно більше, чим на феритній фазі.

7. Тріщини і пустоти в зернах мартенситної фази розвиваються в чотири етапи: 1. пластична деформація мартенситу, 2. пошкодження на границях мартенсит/ферит, 3. коалесценція пустот, що призводить до руйнування часток мартенситу; 4. утворення пустот шляхом розділення фрагментів часток.

8. Пошкодження за своєю морфологією дозволяють розрізняти пори у фериті і мартенситі. Мартенситні тріщини існують у вигляді видовжених пустот між зернами мартенситу.

9. У літературі практично не розглядаються питання форми пошкодженості в різних перерізах зразків, що деформуються. Відсутня інформація про вплив орієнтування зерен мартенситу і фериту на утворення «несуцільностей» в масивних матеріалах і взаємний вплив орієнтацій зерен на процеси коалесценції пошкодженості. Не враховується вплив початкової і кінцевої текстури на пошкодженості і анізотропію властивостей при деформації і термічній обробці двофазних матеріалів з ОЦК структурою.

РОЗДІЛ 2
МЕТОДИ ВИВЧЕННЯ ТЕКСТУРИ І АНІЗОТРОПІЇ ВЛАСТИВОСТЕЙ КУБІЧНИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ

Кристалографічна текстура – наявність впорядкованого розподілу кристалів за орієнтаціями. У полікристалічному тілі текстура визначає анізотропію властивостей полікристала.

а б в

Рис. 2.1. Орієнтаційний стан полікристала: а) текстура відсутня; б) сильна однокомпонентна текстура (квазімонокристала); в) багатокомпонентна текстура.

Методи вивчення текстур засновані на експериментальному вимірюванні анізотропії властивостей полікристалів. Інформативність результатів вимірювань анізотропії властивостей залежить, перш за все, від симетрії вимірюваної властивості. Чим нижче симетрія властивості, тим більшу інформативність про орієнтаційному розподілі кристалів вона містить. Найнижчою симетрією мають результати дифрактометричних досліджень і тому дифракційні методи вивчення текстур є найбільш ефективними [8, 111-114]. Крім того, методи визначення текстури матеріалів умовно поділяють на два типи - методи вимірювання індивідуальних орієнтувань окремих структурних одиниць і інтегральні методи визначення текстури. Кожен з них має свої особливості, які необхідно враховувати при виборі способів визначення текстури для конкретного завдання дослідження. Основний метод вимірювання індивідуальних орієнтувань – це рентгенівський метод «лауеграми» полікристалів із зернами більше 0,5 мм [78], метод зворотної дифракції електронів [64], метод електронограма - визначення орієнтувань мікроучастків у зразку в просвітчастому електронному мікроскопі

[84], визначення орієнтувань в більших зернах в оптичному гоніометрі за допомогою фігур травлення [23]. Інтегральні методи визначення текстури в матеріалах включають в себе різні дифракційні методи - рентгенівські [45], нейтронографічні [78], синхротронного випромінювання [46]. Загальним для всіх цих методів є те, що вони відразу демонструють текстуру в цілому для всього опромінюваного обсягу зразка, усереднюючи інформацію про орієнтування для окремих структурних складових [79].

До інтегральних, також відносяться методи вивчення текстур, засновані на аналізі результатів вимірювань анізотропії властивостей, що піддаються тензорному опису. Це відноситься до кінетичних властивостей, пружним, магнітним, ін. Однак властивості іншої тензорної розмірності (електропровідність, теплопровідність, ін.) ізотропні щодо кубічних кристалів [115] і не можуть бути використані для оцінки текстур кубічних металів. Симетрія пружних (модулі Юнга, зсуву, коефіцієнта Пуассона), магнітних властивостей відповідає тензорному опису четвертої розмірності і тому успішно застосовується для визначення характеристик текстури кубічних металів. На основі вимірювання магнітних властивостей побудовані магнітні анізометри контролю текстур трансформаторних матеріалів [116]. Методи вивчення текстур, засновані на вимірах анізотропії тензорних властивостей дають усереднені дані про текстуру і не містять дані про особливості складних, багатокомпонентних текстур. Якщо ж метою досліджень є вивчення механізмів структурних перетворень, то переважно користуватися дифрактометричними методами дослідження текстур, до яких відносяться рентгенівський, електронографічні, нейтронографічні, електрономікроскопічні методи, які використовують результати дифракції електронів і нейтронів або топографію Кікучі-ліній на кристалічних об'єктах.

Електронографічний метод дозволяє отримувати інтенсивні дифракційні рефлекси при малих розмірах кристалів і малих кількостях досліджуваної речовини [116,117]. Однак низька проникаюча здатність електронів дозволяє вивчити лише поверхневий шар зразка. Тому методи дифракції електронів використовуються успішно для вивчення текстур тонких плівок (товщиною ~ 0,01

мм). При цьому текстурні характеристики визначають топографічним методом за результатами аналізу електронограмма, отриманих для досить великого числа (~ 500) сусідніх зерен або субзерен. Для масивних зразків методи електронографії застосовуються дуже рідко з огляду на надзвичайну трудомісткість. Крім того, тут істотно збільшується похибка при поширенні результатів вимірювань окремих областей на весь матеріал в цілому через недостатню статистику.

Нейтронографічний метод [118] використовує потік теплових нейтронів з довжиною хвилі $\lambda = 0{,}1$нм. Він дає можливість досліджувати текстуру дроту товщиною ~ 6 мм і зразків у вигляді кулі чи куба з лінійним розміром ~ 30 мм. Тут використовуються широкі монохроматичні первинні пучки нейтронів, що дозволяє проводити дослідження текстур крупнозернистих об'єктів. Висока проникаюча здатність нейтронів забезпечує збільшення глибини досліджуваного шару і пошарове усереднення текстури. Головна складність в успішному застосування нейтронографічного методу – це необхідність використання ядерного реактора і, відповідно, високі вимоги до техніки безпеки.

Існують також оптичні методи вивчення текстури [119], засновані на протравки кислотами різних кристалографічних площин. Однак оптичні методи не володіють достатньою інформативністю про характеристики текстури. Тому вони зручні для визначення відхилень від вже наявної текстури для крупнозернистих полікристалів. Крім того, вони вимагають значних зусиль в підборі протравки і виготовленні якісного шліфа.

Найбільш поширеними, високоінформативними і доступними широким колам дослідників є рентгенівські дифракційні методи аналізу текстур.

2.1. Рентгенодифрактометричні методи вивчення текстур з побудовою полюсних фігур.

Характеристичне рентгенівське випромінювання має достатню проникаючу здатність для металевих об'єктів. Крім того, методами рентгенівської дифрактометрії ми отримуємо дифракційну картину від обсягу речовини, що

містить, як правило, досить велику кількість центрів що відображають, що дає можливість отримати в результаті надійну статистику про орієнтаційний розподілі кристалографічних площин.

Рентгенівський експеримент досить просто реалізується і доступний широкому колу дослідників. Це і послужило причиною того, що основні методи аналізу текстур розроблялися для рентгенівського експерименту. Крім того, сучасні автоматизовані рентгенівські дифрактометри дозволяють проводити зйомку дифракційних картин і обробку результатів в режимі ЕОМ [120-122], що забезпечує досить швидке отримання відомостей про текстуру складних полікристалічних об'єктів.

Графічно текстуру зручно представляти у вигляді полюсних фігур (ПФ). Пряма ПФ має гномостерографічну проекцію [123] сукупності кристалографічних площин для всіх кристалів зразка (стереографічну проекцію нормалей N_{hkl} до цих площинах). ПФ показує ймовірність, з якою нормаль до кристалографічної площини збігається з різними напрямками в зразку, які задаються азимутним і меридіанними кутами на сфері проекцій. Конструкційно ці кути, які позначають символами α і β, рівні куту нахилу плоского зразка до осі гоніометра і куту повороту зразка навколо нормального напряму (ПН) до його площини від деякого фіксованого напрямку, в якості якого зазвичай вибирають напрямок прокатки (НП).

На сучасних рентгенівських дифрактометрів типу «Phylihs» експеримент організовується таким чином. Плоский зразок встановлюється по осі гоніометра так, щоб інформація, що цікавить кристалографічна площину $\{hkl\}$ потрапила у відображуюче положення відповідно до закону Вульфа-Брегга [124] $2d\sin\vartheta = n\lambda$. Зразок, а разом з ним і площину $\{hkl\}$, крутимо навколо НН. При цьому лічильник імпульсів записує розподіл інтенсивності відбитих рентгенівських променів по кільцю Дебая. У разі безладного розподілу в зразку площини $\{hkl\}$ (відсутність текстури) інтенсивність променів по всьому колу буде однаковою.

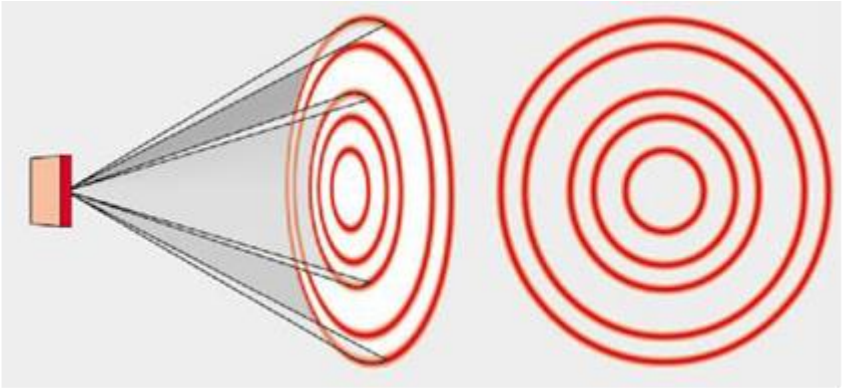

Рис. 2.2. Форма дебаєвських кілець полікристала при відсутності текстури

При наявності текстури інтенсивність уздовж кільця Дебая НЕ буде рівномірною. З'являться текстурні максимуми, які відповідають підвищеній ймовірності розподілу площин під деякими кутами до НН зразка (рис.2.3.).

При цьому у відображене положення потраплять тільки ті кристали, кристалографічна площину яких збігається з площиною зразка. Для того щоб всі кристали взяли участь у відбитті, зразок схиляємо до осі гоніометра на деякий кут α або за допомогою будь-якого пристрою забезпечуємо одночасний нахил зразка разом з поворотом на кут β. При цьому кристали, площина $\{hkl\}$ яких, не збігається з площиною зразка, будуть послідовно потрапляти у відбивне положення і сфера проекцій буде повністю заповнена виходами нормалей до досліджуваної кристалографічній площині $\{hkl\}$.

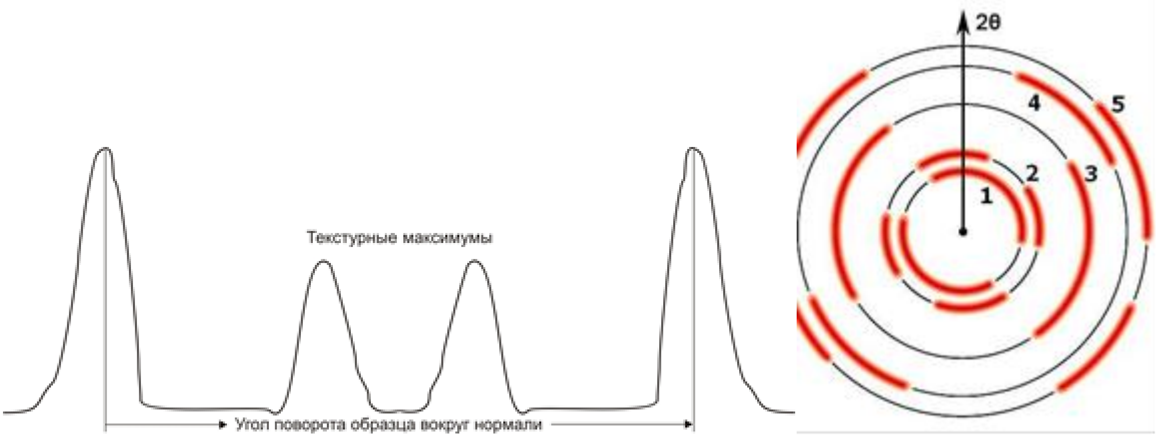

Рис. 2.3. Крива розподілу інтенсивності відбитих рентгенівських променів на кільці Дебая при повороті зразка навколо НН на повний оборот для текстуровані полікристала і відповідна їй гномостереографічна проекція.

При цьому у відбивний стан потраплять тільки ті кристали, кристалографічна площину яких збігається з площиною зразка. Для того щоб всі кристали взяли участь у відбитті, зразок схиляємо до осі гоніометра на деякий кут α або за допомогою будь-якого пристрою забезпечуємо одночасний нахил зразка разом з поворотом на кут β. При цьому кристали, площина $\{hkl\}$ яких, не збігається з площиною зразка, будуть послідовно потрапляти у відбивне положення і сфера проекцій буде повністю заповнена виходами нормалей до досліджуваної кристалографічної площини $\{hkl\}$

Розташування текстурних максимумів залежить від типу кристалічної решітки, площин $\{hkl\}$ що розглядаються і характеру текстури. Положення текстурних максимумів визначає переважні кристалографічні орієнтування, що описують текстуру. Для більш повного аналізу текстури використовуємо відображення для двох-трьох площин з низькими індексами $\{hkl\}$. Площини з високими індексами не розглядаємо. Для них картина розташування текстурних максимумів стає більш розмитою через високий фактор повторювання. Ці відображення відчувають розширення через мікронапруги дисперсності областей когерентного розсіювання.

Для ГЦК металів оптимальними площинами для зйомки текстурних кривих є площині (111), (200), (220) і (311), для ОЦК металів це площині (110), (200), (211) і (222).

Існує два методи зйомки текстурограм: а) «на просвіт» (для тонких зразків) і у) «на відображення» (для масивних зразків) [124]. Суть методів продемонстрована на рисунку 2.4, з якого видно, що метод «на відображення» обмежений тим, що він не дає можливість отримати текстурограми від периферійної частини ПФ.

При нахилі зразка на кут більше 700 рентгенівська пляма на зразку розмивається і подальша зйомка неможлива. Тому для побудови повної полюсної фігури поєднують два методу зйомки: «на відображення» і «на просвіт». Для

цього результати зйомок «на відображення» і «на просвіт» «зшивають» за методом [123,125].

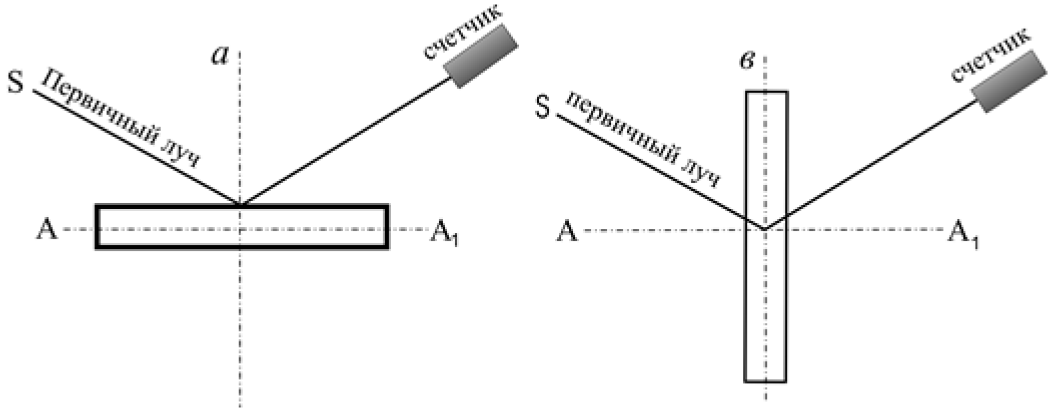

Рис. 2.4. Схематичне розташування зразка по відношенню до первинного променю при зйомці текстурної кривої а - «на відображення», у - «на просвіт».

Більшість сучасних гоніометрів відноситься до вертикального θ-θ типу, що дозволяє вести зйомку дифракційної картини з нерухомого горизонтально розташованого зразка, і використовує фокусуючу геометрію Брегга-Брентано. У такому гоніометрі джерело випромінювання і приймальна щілина детектора лежать на окружності гоніометра, у центрі якої розташований плоский зразок. При падінні пучка рентгенівських променів на полікристалічний зразок утворюється інтерференційна картина у вигляді системи дебаєвських конусів (рис.2.3,). Уявімо коло радіусом RФ, що проходить через фокус трубки, приймальну щілину детектора, щодо існування площині зразка, радіус якої RФ = R / 2sinθ змінюється в міру зміни кута дифракції θ.

Розходиться первинний пучок «відіб'ється» від окружності фокусування і «сфокусується» у приймальні щілини детектора. При падінні пучка рентгенівських променів на полікристалічний зразок утворюється інтерференційна картина у вигляді системи дебаєвських конусів (рис. 2.3). Уявімо коло радіусом RФ, що проходить через фокус трубки, приймальну щілину детектора, щодо існування площині зразка, радіус якої RФ = R / 2sinθ змінюється в міру зміни кута дифракції θ. Розходиться первинний пучок «відіб'ється» від окружності фокусування і «сфокусується» у приймальні щілини детектора.

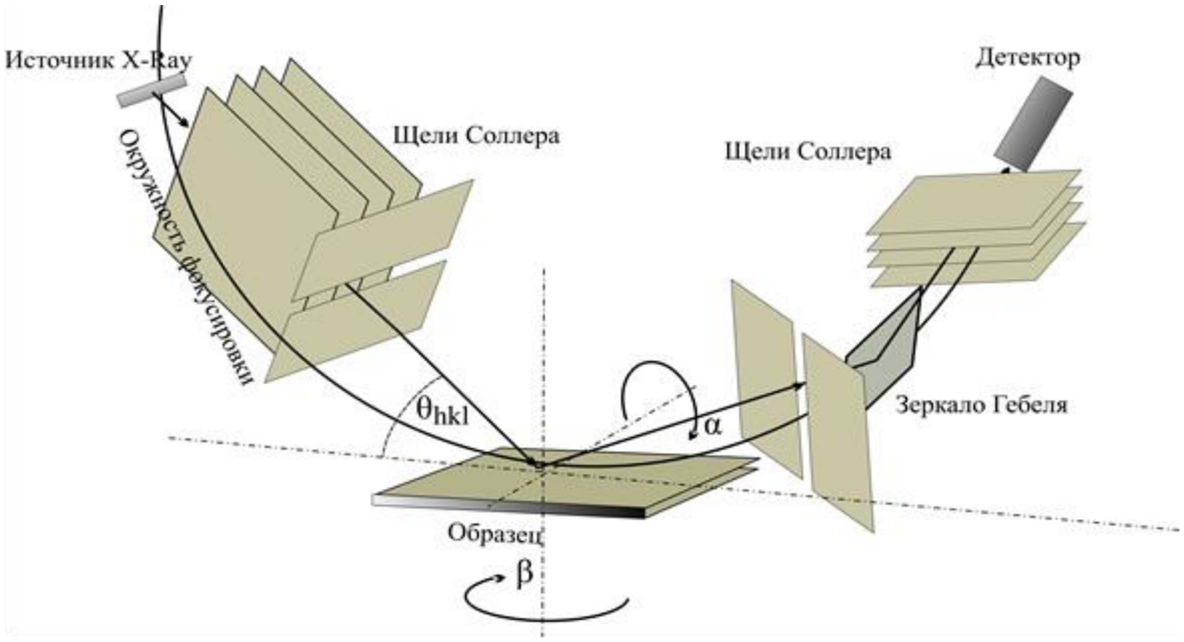

Рис. 2.5. Оптична схема дифрактометра Philips.

2.2. Фактор дефокусування при зйомці кривих полюсної щільності методами «на відображення»

У процесі зйомки прямої полюсної фігури при послідовних нахилах зразка до осі гоніометра на кут α рентгенівське пляма на зразку змінює свою площу і форму. Це явище називається дефокусування. Явище дефокусування обумовлено тим, що умова фокусування на таких приладах виконується строго тільки для точки дотику плоского зразка з окружністю котра фокусує Зеемана-Болина [126]. Пляма рентгенівського променя на зразку змінює свою форму і значна частина пучка рентгенівських променів виходить з фокусуючого стану і не потрапляє у вікно лічильника квантів. Таким чином, порушується умова того, що інтенсивність відбитих рентгенівських променів пропорційна кількості кристалів, орієнтованих таким чином, що нормаль до відображеної площини знаходиться на сфері проекцій у точці, що відповідає сферичним кутам (α_i, β_i).

Для врахування ефекту дефокусування зразка при збільшенні кута нахилу перед зйомкою текстурованих зразків проводять запис кривої $I(\alpha)_{Эт}$ для еталонного бестекстурного зразка того ж матеріалу для аналізованих дифракційних «відображень» (*hkl*). З отриманої кривої визначають поправочний коефіцієнт K_α, для даного кута α:

$$K_\alpha = \frac{I_0}{I_\alpha},$$

де I_0 - інтенсивність «відображення» (*hkl*) при I_0 = 0. Виправлене на дефокусировкі значення I'_{hkl} для текстурованих зразків знаходять за формулою: $I'_{hkl} = K_\alpha I_{hkl}$.

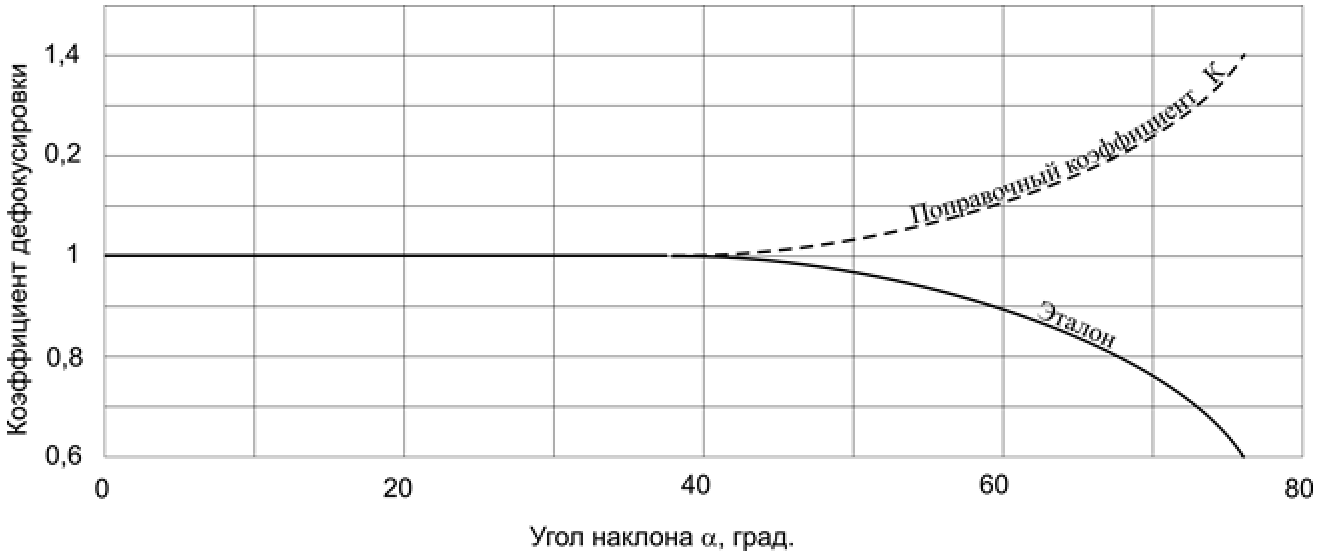

Рис. 2.6. Залежність (умовна) інтенсивності і поправочний коефіцієнт від кута нахилу зразка.

Такий підхід можливий, якщо щільність зразка і еталона однакові, якщо фазовий склад їх однаковий і, якщо профілі відповідних ліній також однакові. Досягти такого практично неможливо для більшості технічних матеріалів. Тому метод нормування ПФ по бестекстурному зразку доцільно застосовувати у випадках, коли нас цікавить загальний вигляд текстури, і немає необхідності будувати кількісні текстурні функції. Ефект дефокусування можна зменшити застосуванням широких щілин детектора і вузьких - випромінювача.

Такий підхід неприйнятний для двофазних сплавів, для яких кутова відстань між основними лініями фаз може бути настільки мало, що для їх поділу потрібне використання вузьких щілин. В [127] розроблено безеталоний метод обліку дефокусування. Цей метод передбачає експериментальне визначення профілю дебаєвської лінії від площини (hkl), що знаходиться в відбиває положенні. Якщо відома $I_{(hkl)}(\alpha,\varphi)$ при $\alpha=0$, де φ - поточна координата по ширині лінії, то профіль лінії при $\alpha\neq 0$ розраховується за формулою:

$$I(\alpha)=\frac{1}{\omega}\int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} d\theta \int_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}} I_0\left[\varphi - Z\psi(\theta,\alpha)\right] \tag{2.1}$$

де φ - кутова відстань в радіанах від кута Вульфа-Брегга θ, ω - висота рентгенівського плями на зразку,

$$\psi(\theta,\alpha)=\frac{b}{R}\cos\theta$$

де R - радіус гоніометра, b - ширина щілини лічильника.

У [128] розроблено практичний метод розрахунку коефіцієнта дефокусировки при нахилі зразка без застосування порошкового зразка.

Запишемо очевидну формулу (2.1) в дещо іншому вигляді. Для цього зробимо переходи:

$$Z\rightarrow y+\frac{\omega}{2};\; Z\rightarrow y=Z-\frac{\omega}{2};\; \varphi\rightarrow x=\varphi-\left(y-\frac{\omega}{2}\right)\psi(\theta,\omega).$$

$$I(\alpha)=\frac{1}{\omega}\int\limits_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}}dZ\int\limits_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}}I_0[\varphi-Z\psi(\theta,\alpha)]d\varphi=$$

$$=\frac{1}{\omega}\int\limits_{0}^{\omega}dZ\int\limits_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}}I_0\left[\varphi-\left(y-\frac{\omega}{2}\right)\psi(\theta,\alpha)\right]d\varphi=\frac{1}{\omega}\int\limits_{0}^{\omega}dZ\int\limits_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}}I_0(x)dx \tag{2.2}$$

Так як $I_0(x)=0$, то при $\theta-\frac{\Delta\theta}{2}<x<\theta+\frac{\Delta\theta}{2}$,

$$I(\alpha)=I_1(\alpha)+I_2(\alpha), \tag{2.3}$$

де $I_1(\alpha)=\frac{1}{\omega}\int\limits_{0}^{\frac{\omega}{2}}dy\int\limits_{-r}^{\frac{\Delta\theta}{2}}I_0(x)dx;\ I_2(\alpha)=\frac{1}{\omega}\int\limits_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}}dy\int\limits_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{r}I_0(x)dx;$

$$r=\frac{\Delta\theta}{2}+\left(y-\frac{\theta}{2}\right)\psi(\theta,\alpha).$$

Коефіцієнт дефокусування знаходиться за формулою:

$$K(\alpha)=\frac{I(\alpha)}{I(0^0)} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \tag{2.4}$$

Полюсна щільність, нормована в рівнях середньої полюсної щільності, матиме вигляд:

$$P_{(hkl)}(\alpha_i,\beta_i)=\frac{I(\alpha_i,\beta_i)-I_\phi(\alpha_i)}{K(\alpha_i)\int\limits_0^{2\pi}\int\limits_0^{\frac{\pi}{2}}\frac{1}{K(\alpha)}\left[I(\alpha,\beta)-I_\phi(\alpha)\right]\sin d\alpha d\beta}, \tag{2.5}$$

де $I_\phi(\alpha)$ - інтенсивність фону для відповідного кута α.

Профіль лінії визначається експериментально. Тому особливості гоніометра, розширення лінії через дефокусировки при нахилі зразка, а також дефокусування на внутрішніх шарах будуть враховуватися автоматично.

Ширина щілини детектора істотно впливає на дозвіл прилеглих дебаєвських

ліній і на величину $K(\alpha)$. Тому вибір щілин оптимальної ширини для кожного конкретного матеріалу представляється самостійною задачею.

За методом [128] ми підібрали оптимальний розмір щілини для зйомки кривих полюсної щільності ПФ (011) α -заліза.

Із рис. 2.6 видно, що для ширини щілини детектора b = 4 мм (крива 1) функція $K(\alpha)$ дорівнює одиниці при кутах нахилу α до 45^0, а при подальшому збільшенні кута α до 70^0 падає до 0,7.

Для щілини шириною 3мм крива коефіцієнта дефокусировки зменшується при нахилі зразка більш істотно при кутах більше 30^0

Для щілин з b <3 мм падіння кривої ще більш різко. Для щілини з b = 0,25 мм починаючи вже з 25^0 нахилу коефіцієнт дефокусування стає рівним 0,4.

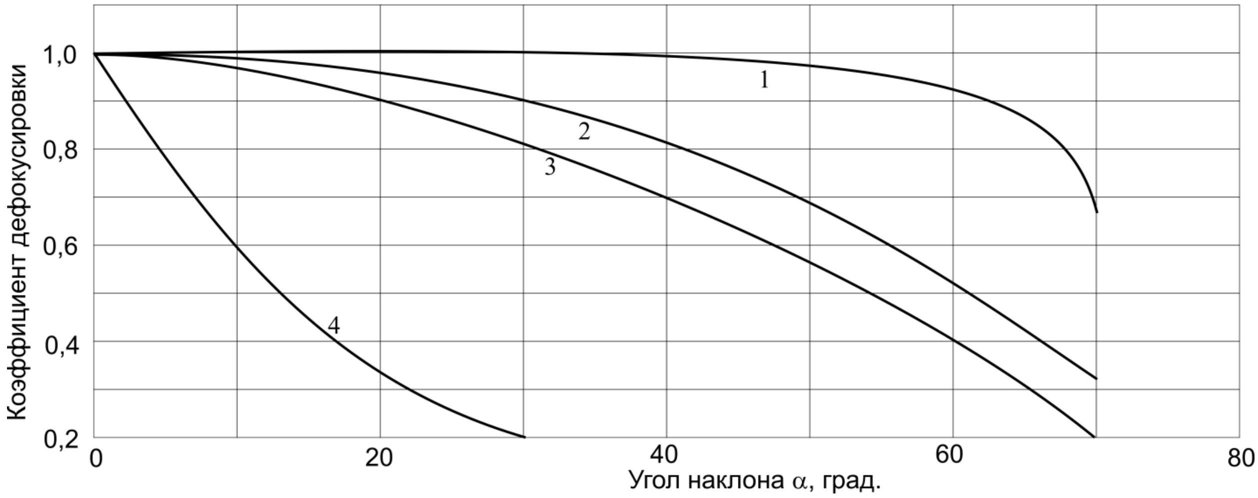

Рис. 2.6. Зміна коефіцієнта дефокусировки для лінії (011) з кутом повороту гоніометра плоского зразка ОЦК-заліза при ширині щілин детектора: 1 - 0.5; 2 - 1; 3 - 3; 4 - 4 мм.

Вибір оптимального режиму для зйомки ПФ повинен забезпечити, з одного боку, достатнє розширення дифракційної лінії однієї фази сусідній лінії іншої фази, і величину інтенсивності, достатньою для отримання достовірної полюсної щільності.

Із наших даних випливає, що застосування вузьких щілин детектора шириною b = 0,25 мм для зйомки кривих полюсної щільності недоцільно, через падіння інтенсивності відбитих рентгенівських променів, що вимагає значного

зменшення швидкості обертання зразка навколо нормалі до його площини, що істотно збільшує час зйомки кривої полюсної щільності. Оптимальним є для застосування щілин шириною близько 4 мм для α-заліза і 3 мм для випадку, якщо в структурі присутній Мартенсом.

На сучасних рентгенівських дифрактометрів типу Bruker, Philips вплив кута нахилу α на інтенсивність реєстрованого «відображення» усувається за рахунок високої паралельності рентгенівських пучків. Пучок рентгенівської трубки може бути перетворений в майже паралельний за допомогою «дзеркала» Гебеля. Це багатошарова гетероструктура на параболічно зігнутій підкладці, з кутом розходження не більше 0.03 ^{o} при використанні лінійного фокусу рентгенівської трубки.

Використовують також - 2-х і 4-кратні Ge монохроматори, що встановлюються після дзеркала Гебель і дозволяють отримати строго монохроматичне паралельний пучок з кутом розходження не вище 0.007 ^{o} для завдань, що вимагають високої роздільної здатності.

Для фокусування відбитих від зразка променів використовують полікапілярні коліматори у вигляді пакету вигнутих скляних капілярів-хвилеводів, працюючих за рахунок ефекту повного зовнішнього відбивання.

2.3. Аналіз текстур за допомогою прямих полюсних фігур

Прямою полюсною фігурою (ППФ) є гномостереографічна проекція певної сукупності кристалографічних площин $\{hkl\}$ (стереографічних проекції нормальний N_{hkl} до площин {hkl}) для всіх кристалів.

Побудова ППФ відбувається шляхом реєстрації інтенсивності «відображення» рентгенівських променів за час τ від площини (hkl)) для даного кутового положення зразка (α_i , β_i).

Отриманий масив даних $I_{(hkl)} = f(\alpha_i , \beta_k)$ відображається на

стереографічній проекції за допомогою сіток Вульфа або Болдирєва. Будь-яка точка проекції задається координатами: α - радіальної, відлічуваної від центру кола проекції, що змінюється від 0 до 90° і β - азимутальної, відлічуваної від вертикального діаметра проти годинникової стрілки від 0 до 360° (рис. 2.7).

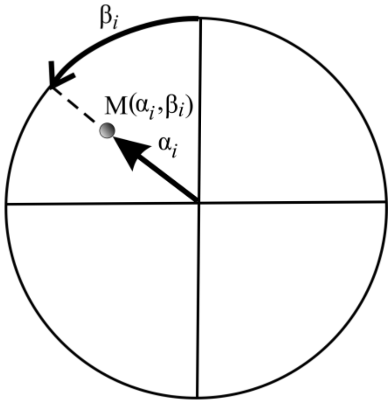

Рис. 2.7. Точка М з координатами α_i, β_i на ПФ для кутів нахилу і повороту зразка α_i, β_i.

ППФ будують в площині проекції, паралельної поверхні досліджуваного зразка. При $\alpha = 0$ відображення площини $\{hkl\}$ лежать в площині поверхні зразка (для листів це площина прокатки).

При цьому нормаль $N_{(hkl)}$ або $[hkl]$ збігається з віссю z і спрямована в центр ППФ. При нахилі зразка на кут α_i до площини зразка відображають площині $\{hkl\}$ виявляються розташованими під кутом α_i до площини поверхні зразка, а $N_{(hkl)}$ відхиляється на кут α_i від осі z і потрапляє в точку ППФ, що лежить на концентричного кола радіуса α_i. При повороті зразка в своїй площині на кут від 0 до 360° $N_{(hkl)}$ буде описувати конус з кутом α_i, що відповідає колу радіусу α_i на сітці Болдирєва. Величина інтенсивності $I_{(hkl)}$ на проекції відображається за допомогою ізоліній або градієнтної заливки. Таким чином, за допомогою обертання зразка по кутах β_i при різних дискретних кутах нахилу α_i вдається зафіксувати виходи $N_{(hkl)}$ у всіх точках проекції, тобто побудувати ППФ.

Метою текстурного аналізу є встановлення зв'язку між орієнтаційним розподілом кристалів в полікристалічному тілі і анізотропією його властивостей, а також механізмів пластичної деформації, рекристалізації, фазових перетворень, при різного роду впливу на полікристал. Інформативність текстури, перш за все, визначається способами її подання (опису), а способи опису текстури визначаються методами її дослідження.

Аналіз ППФ проводиться за допомогою стандартних проекцій кристала, які будуються заздалегідь для різних площин кристалів.

Такий підхід визначив метод уявлення текстур за допомогою ідеальних орієнтувань (ІО).

Суть методу ідеальних орієнтувань [48] зводиться до того, що безперервний розподіл кристалів за орієнтаціями в полікристала моделюється одним або декількома монокристалами з певною орієнтацією до зовнішніх координат полікристала. Для плоских текстур, наприклад листових полікристалів, як зовнішніх координат полікристала приймають: напрямок прокатки (НП), поперечний напрямок (ПН) і нормальне до листу напрямок (НН). Тоді ідеальне орієнтування задається кристалографічною площиною (hkl), що лежить в площині прокатки (НП) - (ПН) і кристалографічним напрямком [uvw], що збігається з НП (рис. 2.8).

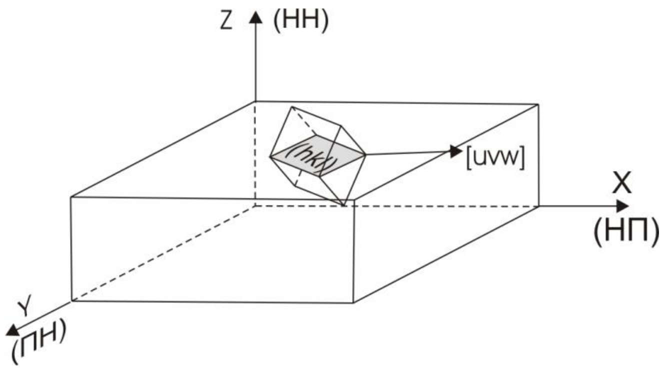

Рис. 2.8. Вираження площини текстури за допомогою ідеального орієнтування (hkl)[UVW].

Метод вивчення текстур за побудовою ППФ використовується найбільш часто, так як він дозволяє досліджувати масивні зразки зйомкою на відображення,

отримувати значну центральну частину ППФ і не враховувати поправок на поглинання променів при зміні кута нахилу.

Слід мати на увазі, що через закон згасання не для всіх площин кристала можна побудувати ППФ безпосередньо шляхом зйомки кривих полюсної щільності. Для металів і сплавів з ГЦК- решіткою (*Fm3m*) найбільш сприятливими лініями є (111), (200), (220) і (311), для ОЦК (Im3m) - (110), (200), (211) і (222).

2.4. Аналіз текстури з використанням функції розподілу орієнтацій

Зображення текстури за допомогою ПФ було засновано на визначенні ймовірності збігу орієнтації кристаліта з будь-якої заданої орієнтацією щодо певної системи координат. Вибір системи координат визначає спосіб опису текстури.

У загальному випадку текстура полікристала описується чотирма координатами: три визначають орієнтування, а четверта - ймовірність цього орієнтування. ПФ дозволяє описати текстуру дискретним набором ІО.

В реальних випадках розподіл орієнтацій має безперервний характер .Однозначно встановити орієнтування кожного зерна в просторі можливо, якщо вказати обертання, що переводять систему координат зразка (наприклад, напрямок прокатки, поперечний напрям і нормаль до площини прокатки) в систему координат кристала (наприклад, ребра елементарної комірки). Таке можливо, якщо орієнтацію кристала задавати за допомогою кутів Ейлера [49].

Для цього вводяться дві ортогональні системи координат. Одна з них з осями НН, НП і ПН жорстко пов'язана зі зразком; інша - система координат кристала. Для кубічного кристала це напрямки граней куба: [001], [100] і [010] (рис. 2.9).

Система кутів Ейлера вибирається у вигляді трьох кутів, послідовними поворотами на які здійснюється суміщення зазначених систем координат зразка і кристала. Систем кутів Ейлера може бути 12. На практиці використовується система, яка являє собою поворот на кут φ_1 системи координат кристала навколо НН, потім навколо осі НП на кут ϕ і потім навколо нового положення НН на кут φ_2 до суміщення осей НП і ПН з відповідними осями кристала. Ця система називається системою Бунге [50].

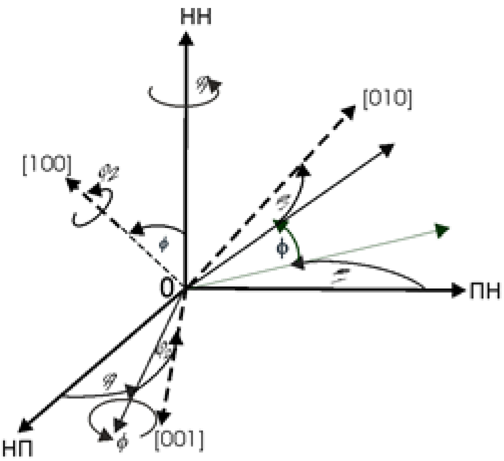

Рис.2.9. Завдання орієнтації кристала кутами Ейлера $\varphi_1, \phi, \varphi_2$.

Три параметра повністю визначають положення системи координат кристала щодо системи координат зразка.

Якщо позначити сукупність обсягів (dV) всіх частин полікристала з координатами $g = (\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ в межах елементарного обсягу (dg) через $f(g)$, то

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg, \qquad (2.9)$$

де V - загальний об’єм зразка, а $f(g)$ - ФРО.

Таким чином, $f(g)$ повністю і однозначно описує текстуру полікристала. Вона нормується звичайним способом:

$$\int_V f(g)dg = 1 \qquad .. (2.10)$$

В основі методу лежить рівняння, що зв'язує двовимірний розподіл нормалі до площини (*hkl*) на сфері проекцій з тривимірною ФРО.

$$P_{\vec{h}}(\alpha,\beta)=\frac{1}{2\pi}\int_{0}^{2\pi} f(\varphi_1,\phi,\varphi_2)d\gamma \qquad (2.11)$$

Тут *P(α,β)* - полюсна щільність в точці з сферичними координатами: азимутним кутом α і меридіанними кутом – β. Ці кути одночасно є кутом нахилу зразка до осі гоніометра *(α)* і кутом повороту зразка близько нормалі до його площини (β). Вектор $\vec{h}$ ідентифікує ПФ. Він позначає нормаль до тієї площини, якій відповідає дана ПФ.

Тепер головним завданням є вирішення інтегрального рівняння (2.11). Це рівняння відноситься до класу рівнянь Фредгольма 1-го роду [157] і знайти його рішення в аналітичному вигляді представляється малоперспективним завданням.

В [140, 141] (2.11) вирішують в чисельному вигляді шляхом подання обох частин рівняння у вигляді рядів розкладання по стандартним функціям, які вибирають виходячи з симетрії завдання. Застосована тут алгебраізація вихідного рівняння (2.11) з розкладанням в ряди його обох частин дозволяє знайти значення ФРО в різних точках простору кутів Ейлера, але оцінити близькість цих значень до реальних аналітично неможливо. Для усунення недоліків цих методів потрібна додаткова експериментальна інформація. Це виражається в тому, що необхідно використовувати велику кількість експериментальних полюсних фігур, що ускладнює його реалізацію.

В [148-151] рішення рівняння (2.11) в явному вигляді має вигляд:

$$f\left(\vec{h}_1,\vec{h}_2\right)=P\left(\vec{h}_1\right)P(\vec{h}_2\,\vec{h}_1), \qquad (2.12)$$

де $P\left(\vec{h}_1\right)$ - абсолютна щільність ймовірності розподілу нормалі $\vec{h}_1$, а $P(\vec{h}_2\,\vec{h}_1)$ - умовна щільність розподілу ймовірності орієнтації вектора $\vec{h}_2$ в деякому положенні за умови, що $\vec{h}_1$ фіксований.

Підставивши (2.12) в (2.11) переконуємося, що остання обертається в тотожність. Геометрично рівняння (2.12) означає, що значення $P(\vec{h}_1)$ в напрямку $\vec{h}_1$ дорівнює інтегралу по колу ФРО при фіксованому $\vec{h}_1$.

Тоді зв'язок між ФРО $f(\vec{h}_1, \vec{h}_2)$ і полюсною щільністю $P(\vec{h}_1)$ графічно можна представити у вигляді рисунка 2.10.

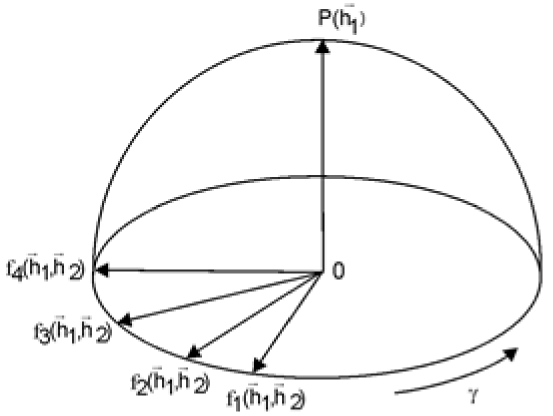

Рис. 2.10. Зв'язок полюсної щільності $P(\vec{h}_1)$ і ФРО.

При цьому на першій полюсній фігурі (ПФ1) нормування проводимо по всій ПФ1, а на другий тільки по колу, яке описує нормаль $\vec{h}_2$ при обертанні навколо $\vec{h}_1$. Таким чином щільність розподілу ймовірності існування кристалів з орієнтацією $(\vec{h}_1, \vec{h}_2)$ буде дорівнює добутку полюсних щільностей в точках з сферичними координатами (α_1, β_1) і (α_2, β_2) на двох ПФ. Ця величина і є шукана ФРО:

$$f(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\int\limits_0^{2\pi} \int\limits_0^{\frac{\pi}{2}} P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) d\Omega_1 \oint\limits_{\ell} P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2) d\ell_2} \tag{2.13}$$

$$f(g) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) \cdot P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\Im} \sqrt{\left(\frac{\partial \beta_2}{\partial \alpha_2}\right)^2 \cos^2 \alpha_2 + 1} \tag{2.14}$$

ФРО зазвичай зображується у вигляді деякого розподілу ймовірностей орієнтацій в просторі кутів Ейлера (рис. 2.11).

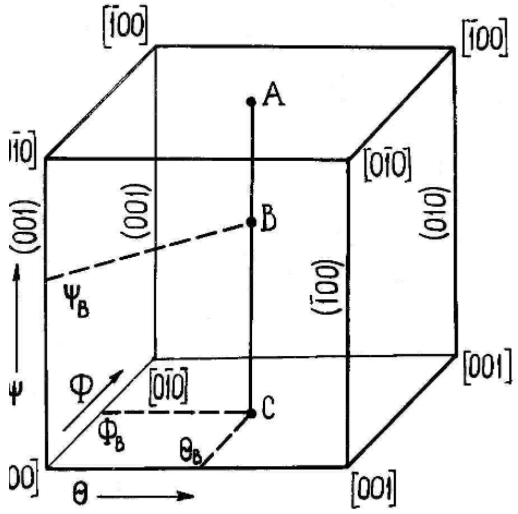

Рис. 2.11. Простір кутів Ейлера для зображення ФРО.

Використовуються також і система кутів Ейлера по Рое ψ, θ, φ. Зв'язок між кутами Бунге і Рое виражається: ψ = φ1 – π/2, θ = Φ,φ = φ2 + π/2.

Методи Бунге і Рое відновлення ФРО з експериментальних ПФ засновані на уявленні лівої і правої частин рівняння (2.11) у вигляді рядів розкладання полюсної щільності і ФРО по стандартним функціям з урахуванням симетрії завдання. Це узагальнення сферичний функції, кульові, розрахунок коефіцієнтів яких, становлять основну задачу методів.

В даний час метод Бунге знайшов практичне застосування в у вигляді програмного забезпечення дифрактометрів системи «Philips».

Для визначення складу текстури в загальноприйнятих термінах індексів Міллера зручно мати вже згадувані карти положення ідеальних орієнтувань в просторі кутів Ейлера.

Деякі «стандартні» перетини для простору кутів Ейлера, визначених за Бунге, наведені на рис. 2.12.

Суттєвою особливістю Бунге-Рої методу Бунге-Рої є обмеження на відновлювану ФРО: в розкладанні орієнтаційної функції можуть бути знайдені лише члени з парними індексами розкладання, інформація про непарну частину ФРО на полюсних фігурах не міститься. Зверталася увага на те, що неврахування

непарних членів розкладання ряду може призводити до появи хибних максимумів на кривих ФРО (т.зв. «привидів»). Відсутність непарних коефіцієнтів вносить певні помилки в розраховану ФРО. Величина цих помилок залежить від симетрії кристала, гостроти текстури, кількості членів ряду в розкладанні, точності вимірювання полюсних фігур.

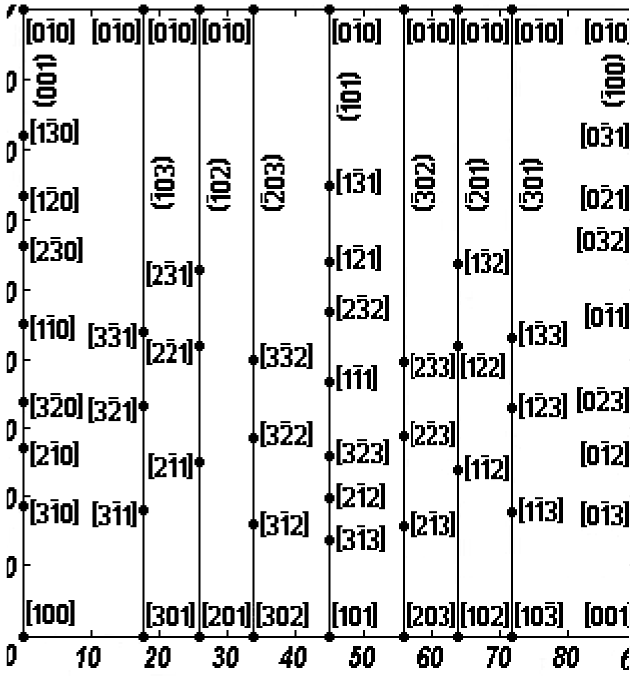

Рис. 2.12. Положення ідеальних орієнтувань в перетинах простору кутів Ейлера при Ф = 0.

Важливе значення методу Бунге-Рої полягає в його універсальності: з більшим чи меншим успіхом він може бути застосований для будь-яких видів розподілів за орієнтаціями, а оцінка похибки по найбільшим негативним викидам в ФРО дозволяє уникнути багатьох труднощів в інтерпретації результатів.

В даний час для побудови ФРО не обов'язково представляти математично апарат. Зазвичай він вже реалізований у вигляді програмного забезпечення, яке входить в комплект поставки до рентгенівським дифрактометрії. В даний час розроблені способи експериментального визначення ФРО за кількома (2 ... 4) ППФ, отриманим одним методом - на відбиття або на просвіт. Для аналізу текстур можлива побудова ППФ, пряма зйомка яких неможлива через згасання рефлексів.

2.5. Інтегральні характеристики кубічних полікристалів

Однією з основних завдань текстурного аналізу є встановлення зв'язку між характеристиками текстури і анізотропією властивостей металевих напівфабрикатів і готових виробів.

Для розрахунку анізотропії властивостей полі- і монокристалів в наближенні до механіки суцільних середовищ ФРО несе надлишкову інформацію. Тому для таких завдань з урахуванням симетрії досліджуваного об'єкта досить описувати текстуру не всієї ФРО, а деякими її згортками, що описують внесок текстури в анізотропію властивостей полікристала.

Анізотропія властивостей найбільш різко проявляється в листових полікристалах [8, 51]. Відомо, що листові полікристали, піддані прямий або поперечної прокатки, володіють орторомбічною симетрією. Осі координат орторомбічного квазімонокрістала вибирають співпадаючими з ПН, НП і ПН. Тоді, за аналогією з анізотропією монокристала, анізотропія властивостей четвертої тензорної розмірності, наприклад, для модуля Юнга, запишеться у вигляді [163]:

$$\frac{1}{E(\varphi)} = s_{1111}^{T}\cos^{4}\varphi + s_{2222}^{T}\sin^{4}\varphi + \left(s_{1212}^{T} + \frac{1}{2}s_{1122}^{T}\right)\sin^{2}2\varphi, \qquad (2.15)$$

а для властивостей другої тензорної розмірності, наприклад, питомого електроопору:

$$\rho(\varphi) = \rho_{1}^{T} + \left(\rho_{3}^{T} - \rho_{1}^{T}\right)\cos^{2}\varphi \qquad (2.16)$$

Користуючись правилами теорії ймовірностей [53, 74] з усереднення функцій, можна записати вираз, що встановлює зв'язок між властивостями орторомбічного квазімонокристала і властивостями які становлять полікристал елементів:

$$s_{ijkl}^{T} = \int_{0}^{2\pi}\int_{0}^{\pi}\int_{0}^{2\pi} s'_{ijkl}(\varphi_1,\phi,\varphi_2)\, f(\varphi_1,\phi,\varphi_2)\sin\phi\, d\varphi_1 d\varphi_2 \quad , \qquad (2.17)$$

де $s'_{ijkl}(\varphi_1,\phi,\varphi_2)$ - значення констант податливості кристала (елемента полікристала) в системі координат зразка, $\sin\phi d\varphi_1 d\varphi_2 = (dg)$ - елемент обсягу в просторі кутів Ейлера.

Перехід від системи координат кристала до системи координат зразка здійснюється за відомим законом [52, 54]

$$s'_{ijkl} = \alpha_{ij}\alpha_{ik}\alpha_{kl}\alpha_{jl}s_{ijkl} \tag{2.18}$$

де s_{ijkl} - константи піддатливості монокристала в системі координат кристала, α_{mn} - направляючі косинуси.

Тепер вираз (2.17) набуде вигляду:

$$s^T_{ijkl} = \int_0^{2\pi}\int_0^{\pi}\int_0^{2\pi} s'_{ijkl}(\varphi_1,\phi,\varphi_2)f(\varphi_1,\phi,\varphi_2)\sin\phi d\varphi_1 d\varphi_2 = \langle s'_{ijkl}(g)\rangle, \tag{2.19}$$

Після перетворень отримаємо:

$$s'_{ijkl} = s_{12}\delta_{ij}\delta_{kl} + \frac{s_{44}}{4}\left(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}\right) + \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2}s_{44}\right)\sum{}_{ijkl}\,. \tag{2.20}$$

Тут δ_{mn} - символи Кронекера, які дорівнюють 1, якщо m = n і рівні 0, якщо m $\neq$ n.

$\sum_{ijkl} = \sum_{1}^{3}\alpha_{in}\alpha_{jn}\alpha_{kn}\alpha_{ln}$ - косинуси кутів, які задають орієнтацію кристала щодо координат зразка.

Для анізотропії модуля Юнга в площині листа, для листів, що складаються з кристалів кубічної симетрії, отримали:

$$E^{-1}(\varphi) = s_{11} - k\psi^{(c)}(\varphi)\,, \tag{2.21}$$

де $k = \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2}s_{44}\right)$,

$$\psi^{(c)}(\varphi) = 1 - \left(I_1^{(c)}\cos^4\varphi + I_2^{(c)}\sin^4\varphi + 1{,}5I_3^{(c)}\sin^2 2\varphi\right), \tag{2.22}$$

$$\left.\begin{aligned} I_1^{(c)} &= \left\langle a_{11}^4 + a_{12}^4 + a_{13}^4 \right\rangle \\ I_2^{(c)} &= \left\langle a_{21}^4 + a_{22}^4 + a_{23}^4 \right\rangle \\ I_3^{(c)} &= \left\langle a_{11}^2 a_{21}^2 + a_{12}^2 a_{22}^2 + a_{13}^2 a_{23}^2 \right\rangle \\ I_4^{(c)} &= \left\langle a_{33}^4 \right\rangle \end{aligned}\right\}; \tag{2.23}$$

a_{mn} - косинуси кутів, які задають орієнтацію кристала щодо координат зразка; символ $\langle\ \rangle$ означає усереднення з всіх орієнтацій кристалів; індекси (c) означають приналежність кристалів, що складають листовий полікристал, до кубічної симетрії; $I_i^{(c)}$ - інтегральні характеристики текстури (ІХТ), які, будучи комбінаціями направляючих косинусів системи координат кристала щодо системи координат листа, містять в сукупності ту частину функції розподілу кристалів за орієнтаціями, яка відповідальна за анізотропію властивостей листів, що володіють орторомбічною симетрією.

За допомогою ІХТ розраховується анізотропія модуля зсуву в площині листів за формулами:

$$G^{-1}(\varphi) = s_{44} + 2k\psi^{(c)}(\varphi) \tag{2.24}$$

Також можна знайти значення властивостей в тяжко вимірювальних напрямках, наприклад, в напрямку нормалі до площини аркушів кубічних полікристалів:

$$E_{HH}^{-1} = s_{11} - k\left(1 + I_4^{(c)}\right), \tag{2.25}$$

де $I_4 = I_1 + I_2 + 2I_3 - 1$

ІХТ можуть бути знайдені з даних рентгенодифрактометричного аналізу шляхом усереднення (2.8) і у будь-якій ваговій функції текстури. Можна скористатися ФРО або функцією розподілу щільності нормалей до ізотропних площин. Для кубічних кристалів ізотропною є площина $\{111\}$. Тоді для ПФ $\{111\}$ в сферичних координатах α і β ІХТ матимуть вигляд:

$$a_{11} = -\frac{1}{\sqrt{2}}\sin\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\cos\alpha\cos\beta + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta \qquad (2.26)$$

$$a_{12} = \frac{1}{\sqrt{2}}\sin\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\cos\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \qquad (2.27)$$

$$a_{13} = \sqrt{\frac{2}{3}}\cos\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \qquad (2.28)$$

$$a_{21} = \frac{1}{\sqrt{2}}\cos\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \qquad (2.29)$$

$$a_{22} = -\frac{1}{\sqrt{2}}\cos\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \qquad (2.30)$$

$$a_{23} = \sqrt{\frac{2}{3}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \qquad (2.31)$$

$$a_{31} = \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\cos\alpha, \qquad (2.32)$$

$$a_{32} = \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\cos\alpha, \qquad (2.33)$$

$$a_{33} = -\sqrt{\frac{2}{3}}\sin\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\cos\alpha. \qquad (2.34)$$

ІХТ розраховуються опосередненням на ПФ {111}:

$$I_i = \frac{1}{2\pi\Im}\int_0^{\frac{\pi}{2}}\int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha,\beta)\left(a_{ij}^p(\alpha,\beta) + a_{kl}^q(\alpha,\beta) + a_{mn}^r(\alpha,\beta)\right)\sin\alpha\cdot d\alpha\cdot d\beta, \qquad (2.35)$$

$$\Im = \int_0^{\frac{\pi}{2}}\int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha,\beta)\sin\alpha\cdot d\alpha\cdot d\beta, \qquad (2.36)$$

де (2.36) забезпечує нормування ПФ в рівнях середньої полюсної щільності; *p, q, r* - відповідні міри для α_{ij}, α_{kl}, α_{mn} відповідно.

Для ОЦК металів лінія (111) відсутній на рентгенограмах. Тому використовувати ПФ (111) для таких матеріалів, наприклад, для звичайних сталей, не представляється можливим. У цьому випадку доцільно скористатися методом розрахунку ІХТ за результатами вимірювань анізотропії будь якої тензорної властивості в площині листа, наприклад, модуля Юнга. Представивши

експериментальну анізотропію модуля Юнга (2.15) у вигляді ряду Фур'є

$$\frac{1}{E(\varphi)} = A_0 + A_2\cos 2\varphi + A_4\cos 4\varphi, \qquad (2.37)$$

де

$$A_0 = s_{11} - k\left[1 - \frac{3}{8}(I_1 + I_2) - \frac{3}{4}I_3\right], \qquad (2.38)$$

$$A_2 = \frac{1}{2}k(I_1 - I_2), \qquad (2.39)$$

$$A_4 = \frac{k}{8}(I_1 + I_2 - 6I_3), \qquad (2.40)$$

можна розрахувати ІХТ, якщо відомі константи піддатливості кубічного монокристала:

$$I_3 = \frac{A_0 - 3A_4 - s_{11} + k}{3k}, \qquad (2.41)$$

$$I_2 = \frac{3kI_3 + 4A_4 - A_2}{k}, \qquad (2.42)$$

$$I_1 = \frac{3kI_3 + 4A_4 + A_2}{k}. \qquad (2.43)$$

Константи піддатливості для чистих металів відомі [62], а для сплавів можуть бути знайдені за результатами текстурного аналізу і вимірювань анізотропії пружних властивостей. Можливі й інші підходи до знаходження значень ІХТ для конкретного текстурного стану.

2.6. Визначення анізотропії властивостей листових полікристалів

У дисертації використовували результати вимірів модуля Юнга динамічним і статичним методами.

Принципи вимірювання модуля Юнга динамічним методом.

Залежність модуля Юнга від частоти власних згинальних коливань прямокутного зразка має вигляд [56]:

$$E = \frac{48\pi^2}{m^4} \cdot \rho \frac{\ell^4}{d^2} \nu^2,$$

де ρ - щільність матеріалу зразка, ℓ - довжина і d - товщина зразка, ν - частота власних коливань, m - постійна Модуля Юнга, яка дорівнює 4,73004.

Частоту визначали на установці [136], принцип якої полягає в наступному (рис.2.13):

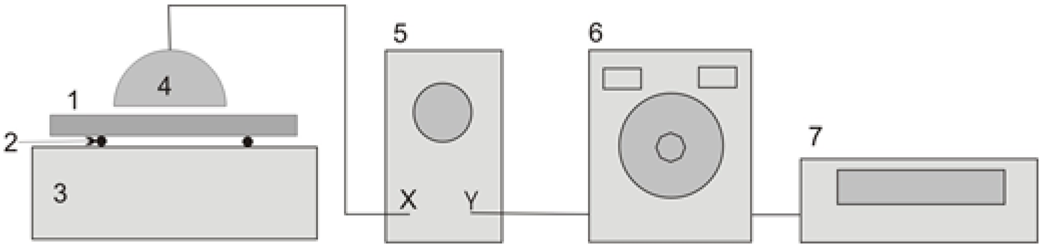

Рис.2.13. Схема установки для вимірювання модуля Юнга.

Прямокутний зразок 1 поміщається на тонкі нитки 2, натягнуті на резонатор 3. Власні коливання зразка збуджуються легким ударом графітової палички (стрижень олівця). Звукові коливання сприймаються мікрофоном 4, які потім передаються на відхиляють осцилографа 5. На іншу пару пластин подається сигнал від звичайного звукового генератора 6, частота якого визначається частотоміром 7. Збіг частот визначали з фігурам Ліссажу.

У нашому випадку сигнал подавали на ПК, а частоту визначали за програмою для 10 резонансних областей.

Відносна похибка вимірювань модуля Юнга оцінювалася за формулою:

$\frac{\Delta E}{E} = \frac{\Delta\rho}{\rho} + 4\frac{\Delta\ell}{\ell} + 2\frac{\Delta d}{d} + 2\frac{\Delta\nu}{\nu}$, яка зазвичай не перевищувала 1%.

Розміри зразків підбирали таким чином, щоб частоти їх власних коливань лежали в області звукових частот. Практика показала, що для листів товщиною близько 1-2 мм оптимальна довжина зразків становить зазвичай 100 - 120 мм.

Для визначення анізотропії властивостей в площині листа вирізали зразки під різними кутами до зовнішніх координатах зразка (НП). На рисунку 2.14 наведена схема вирізки зразків для вимірювання анізотропії модуля Юнга.

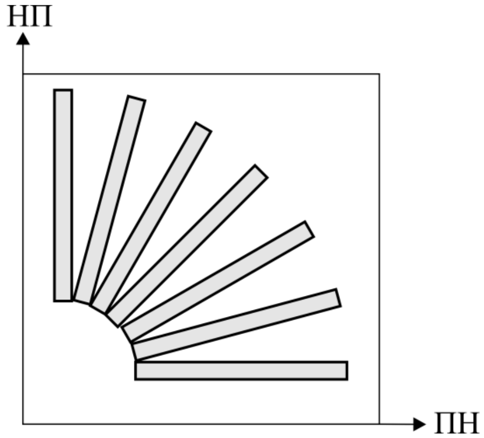

Рис.2.14. Схема вирізки зразків для вимірювання анізотропії модуля Юнга листа.

Принципи вимірювання модуля Юнга статистичним методом засновані на триточковому вигині плоских прямокутних зразків [64]. Для реалізації цієї методики було створено простий пристрій, що забезпечує високу точність експериментальних даних за рахунок використання високоточних вантажів для завдання навантажень і застосування мікрометричних приладів для вимірювання деформацій (рис.2.15).

Плоский прямокутний зразок 1 поміщається на дві опори у вигляді призм 2. Навантаження прикладена до середини зразка через призму 3. Величина стріли прогину зразка вимірюється індикатором 3 з точністю до 0,01 мм.

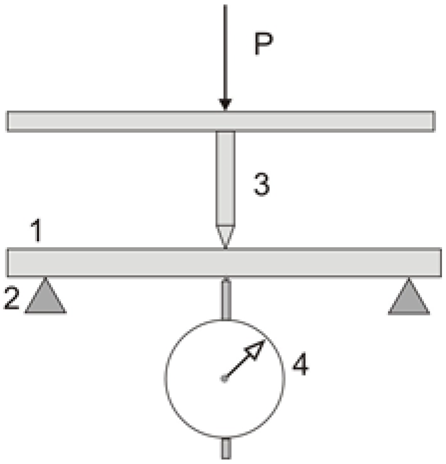

Рис.2.15. Схема установки для вимірювання модуля Юнга статичним навантаженням.

Максимальні напруги в зовнішніх шарах пластини розраховуються за формулою [138]:

$$\sigma = P\ell / 4W,$$

де P - навантаження, відповідна масі гирі, - відстань між нерухомими опорами, W - момент опору відносно горизонтальної осі зразка.

Звідси, для прямокутного зразка шириною b і товщиною d, отримаємо:

$$\sigma = \frac{3P\ell}{2bd},$$

Деформацію зовнішніх шарів зразка розраховують за формулою:

$$\varepsilon = \frac{6df}{\ell^2},$$

де f - величина стріли прогину посередині зразка.

Використовуючи наведені формули, легко отримати вирази для розрахунку за експериментальними даними модуля поздовжньої пружності.

Для призматичного зразка отримаємо: $E = \dfrac{P\ell^3}{4fbd^3}$.

Висновки до розділу 2

1. Рентгенодіфрактометричні методи дослідження текстур дозволяють отримати кількісний розподіл полюсів кристалографічних площин в полікристала у вигляді прямих або зворотних полюсних фігур, а також функцій розподілу орієнтацій (ФРО).

Облік дефокусировки при зйомці прямих полюсних фігур на рентгенівських дифрактометрів доцільно проводити безеталоним методом з підбором оптимальної ширини щілин джерела і детектора.

2. Експериментальні прямі полюсні фігури {001} і {111} ОЦК металів, які неможливо отримати рентгенодифрактометричними методами в силу закону згасання рефлексів, можна отримати, з достатньою точністю, у вигляді перерахунку ФРО, реконструйованих з наявних в наявність експериментальних ПФ.

3. Для розрахунку анізотропії властивостей полі- і монокристалів в наближенні механіки суцільних середовищ ФРО несе надлишкову інформацію. Тому для таких завдань з урахуванням симетрії досліджуваного об'єкта досить

описувати текстуру не всієї ФРО, а деякими її згортками, що описують внесок текстури в анізотропію властивостей полікристала. Для кубічних листових полікристалів таких згорток досить три. Ці пакунки називаються інтегральними характеристиками текстури і являють собою комбінації направляючих косинусів системи координат кристала щодо системи координат полікристала.

4. Анізотропію пружних властивостей листів ОЦК-металів вивчали в дисертації динамічним методом за частотою власних поперечних коливань плоских зразків вирізаних під різними кутами до головних осях координат листів. Такий метод дозволяє вивчати зміни пружних властивостей полікристалів без їх пластичної деформації.

Механічні властивості вивчали стандартними методами за кривими «розтягнення-деформація».

РОЗДІЛ 3
ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА ТЕКСТУРУ, АНІЗОТРОПІЮ МЕХАНІЧНИХ ТА ПРУЖНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ, РІВЕНЬ ПОШКОДЖЕННЯ ЛИСТІВ ДВОФАЗНОЇ НИЗЬКОВУГЛИЦЕВОЇ СТАЛІ

У розділі показано, що рівень прихованого пошкодження полікристалів, що виникає в результаті впливу на матеріал зовнішніх полів, достатньо надійно може бути оцінений у співвідношенні пружних модулів в пошкодженому та непошкодженому стані тобто для вивчення процесів зародження. Тобто для вивчення процесів зародження та коалесценції мікропошкодження завжди необхідно мати зразки – еталони з певною фіксованою структурою, включаючи текстуру з мінімальним пошкодженням і які зі значним ступенем точності ми можемо прийняти як непошкоджені. Інакше кажучи необхідно обрати оброку вихідних зразків, що приводять структуру та властивості до стану рівноваги. Даний стан досягається різними по температурі та тривалості відпалюваннями [63]. Вибору параметрів таких відпалювань і присвячений даний розділ.

На рис. 3.1. наведена макроструктура сталі DP600 в умовах поставки. Структуру спостерігали після полірування та травлення. На рисунку чітко розділяються феритні та мартенситні складові. Останні розташовані в межах феритних зерен, витягнуті вздовж меж з невеликими розривами. Мартенситні включення спостерігаються також в невеликих кількостях в зернах фериту.

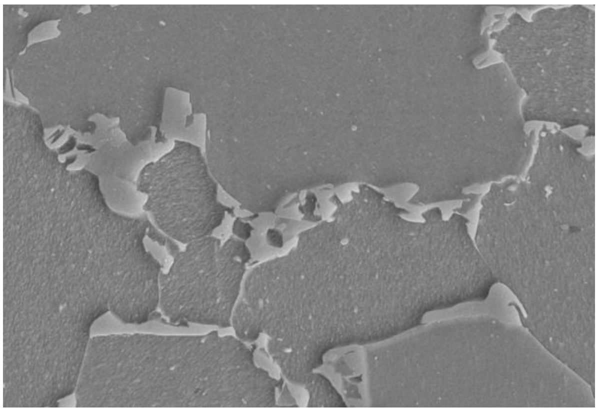

Рис. 3.1. Мікроструктура (×5,000) поверхні листів сталі DP600 у вихідних умовах.

На рисунку 3.2. наведені мікроструктури поверхні листів сталі DP600 за тих самих умов, але після іонного полірування з різними збільшеннями.

З рисунків 3.1 та 3.2 виходить, що структура досліджуваної сталі характерна для сталі такого типу, а саме, достатньо великі зерна фериту, оточені зернами мартенситу, з невеликими хаотично розкиданими по полю феритними зернами, включаючи уламки мартенситу.

Рис. 3.2, а. Мікроструктура листів сталі DP600 (×2,000) у вихідному стані.

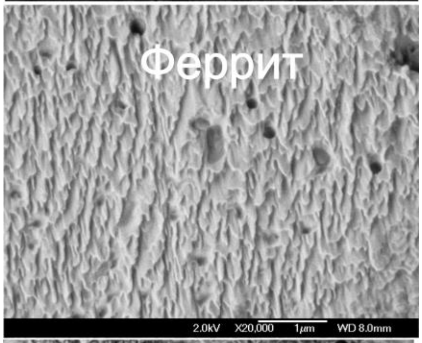

Рис. 3.2, б. Мікроструктура феритної складової листів сталі DP600 (×20,000) у вихідному стані

Рис. 3.2, в. Мікроструктура мартенситної складової листів сталі DP600 (×20,000) у вихідному стані

Збільшення до 20,000 дає можливість знайти пошкодження в зернах фериту та мартенситу. В зернах фериту пошкодження у вигляді пор та пустот мають переважно рівну осьову сферичну форму розміром ~10-12 $\cdot 10^{-8}$ м. Пошкодження більш - менш рівномірно розподілені по зерну фериту.

Пошкодження зерен мартенситу виглядають складніше. Форма пустот різноманітна. Є пустоти правильної сферичної форми. Проте значна кількість їх має більш складну форму: еліптичну, з перетягуваннями всередині чи вкінці пор.

Пори також нерівномірно розподілені по зерну мартенситу, але проявляють тенденцію до утворення накопичень в різних частинах зерен.

Збільшення до 40,000 (рис.3.3) дозволяє розпізнати в зернах мартенситу пори розміром ~50 нм у вигляді вузьких щілин розташованих вздовж зерен мартенситу. Дані пошкодження є сполучними між більш великими сферичними пошкодженнями.

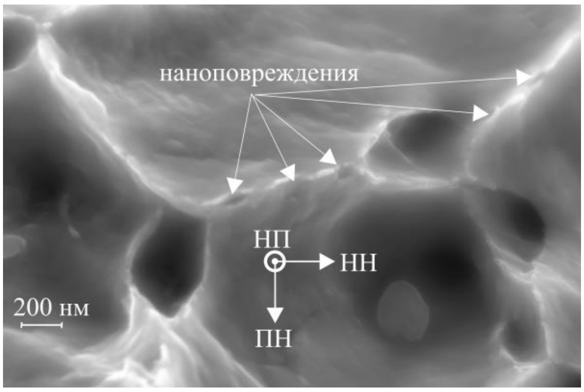

Рис. 3.3. Мікроструктура ділянки зерна мартенситу сталі DP600 (×40,000) у вихідному стані.

3.1. Анізотропія пружних властивостей листів сплаву DP600 після послідовного відпалу

Вплив температури відпалювання на анізотропію модуля нормальної пружності вивчали на прямокутних зразках, вирізаних з вихідного листа (умова доставки (фірми Salzgitter Flachstahl) під різними кутами в напрямку прокатування через кожні 15^0. Зразки піддавали послідовним відпалюванням при температурах 100, 150, …, 400^0 протягом години в лабораторній печі об залізні ошурки. Після кожного відпалювання виміряли частоту власних коливань зразків та розраховували зміни модулів Юнга при умові збереження геометричних розмірів.

На рис.3.4 Наведені криві анізотропії модуля Юнга у вихідному стані після послідовних відпалювань.

Анізотропію механічних властивостей листів досліджуваної сталі вивчали на стандартних зразках на розривній машині "Zwick Z100 (100kH)", класу 0.5 з гарантованою похибкою не більше 0.5%.

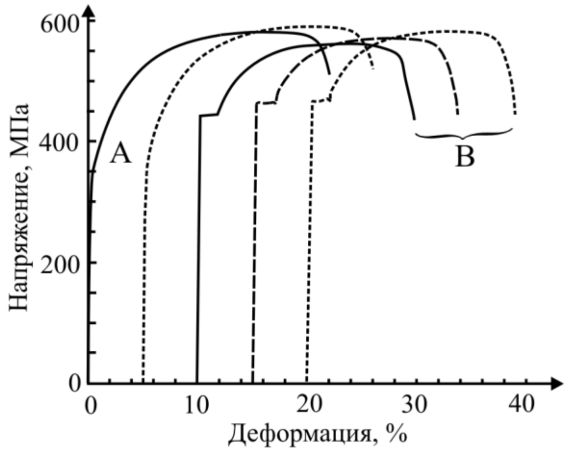

Рис.3.4 Криві розтягнення сталі для вихідного стану (у вихідному стані) та після відпалювання при температурі 220^{0}С протягом 48 годин.

Відпалювання приводить до суттєвої зміни характеру кривих розтягнень зразків в різних напрямках . З’являються площини текучості на кривих для всіх трьох напрямків. Підвищується пластичність, знижується характеристика міцності.

Спостерігається збільшення анізотропії межі текучості листів від 2,1 до 4,9%, межі міцності (від 1,5 до 3,1), пластичності (від 3,7 до 6,1%), модуля Юнга (від 3,1 до 4,0%).

У цілому криві групи А демонструють характер деформації пружної складової двофазового агрегату, а саме мартенситної складової. Феритна фаза деформується Ферритная фаза деформируется пластично. Про це свідчить різка зміна нахилу кривих в районі навантажень 240 МПа. Мартенситна фаза деформується пружно.

Відпалювання , перш за все, призводить до втрати мартенситом певної кількості вуглецю, а це підвищує його пластичність. Площина текучості це наочно демонструє. Перехід від пружної деформації фериту та мартенситу відбуваються приблизно в зоні близьких напружень (~410 МПа). Границя міцності в ПН вихідних листів виявляється вищою, ніж в НП. Відпалювання

зменшили значення межі міцності у всіх трьох напрямках, проте, в ПН воно залишається вищим ніж в НП и НП+45^0. Це вказує на вплив кристалографічного фактора на процеси зміцнення та знеміцнення сталі (Табл.3.1).

Таблиця 3.1

Механічні властивості листів сталі DH600 у вихідному стані та після відпалювання при температурі 220^0 протягом 48 годин

№	обробка	Напрямок вимірювання по відношенню до НП, град.	Границя текучості, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне видовження, %
1	вихідний	0	371	582	21,9
2	вихідний	90	379	591	21,1
3	Відпалювання 220^0	0	444	563	19,7
4	Відпалювання 220^0	45	463	580	18,8
5	Відпалювання 220^0	90	467	573	28,5

Електрона-мікроскопія показала, що при відпалювання при таких температурах мікропошкодження змінюються несуттєво (рис. 3.5).

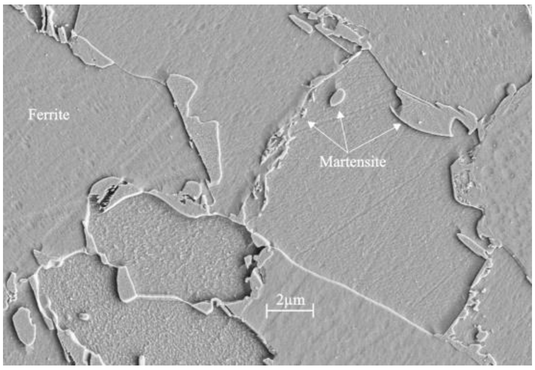

Рис.3.5. Мікроструктура сталі DP600 (x5000) після довготривалого відпалювання при температурі 220С протягом 48 годин

Структура проявляється більш чітко (рис. 3.6). Дрібні зерна мартенситу,

вкраплені у ферит, виглядають меншими за розмірами і в меншій кількості.

Зменшуються або зникають нанопошкодження, мають форму еліпсоїдів з дуже короткою малою віссю. При цьому великі вісі таких пошкоджень- переважно орієнтовані. Тому саме нанопошкодження, очевидно, відповідають за анізотропію D. Тому коефіцієнт пошкодження в НП та близьких до нього напрямків значно менший даного в ПН та навколо нього.

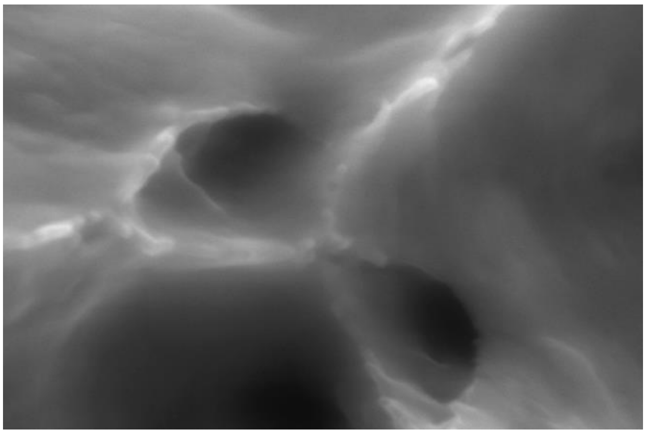

Рис.3.6. Мікроструктура сталі DP600 (х10 000) після довготривалого відпалювання при температурі 220С протягом 48 годин.

Ця тенденція пов'язана з підвищенням ролі кристалографічного фактору при зменшенні рівня пошкодження матеріалу при відпалюванні. Тому обчислення впливу текстури на кінцеві значення пружних модулів набуває суттєвого значення.

3.2. Текстурні зміни листів двофазової сталі при низькотемпературному відпалу

Текстуру вивчали методом прямих полюсних фігур (ПФ) {111},{220},{200}. Експериментальні неповні ПФ {111},{220},{200}. отримували методом Шульца [66] «на відбиття» на дифрактометрі «Philips», які потім обробляли вбудованою програмою для розрахунку функцій розподілу орієнтацій (ФРО) за методом Бунге [67]. Із ФРО далі розраховували повні ПФ, які аналізували за допомогою стандартних проекцій можливих ідеальних орієнтувань, що відповідають текстурам розрахованих ПФ. На рис. 3.7. наведені ПФ вихідних листів сталі DP600.

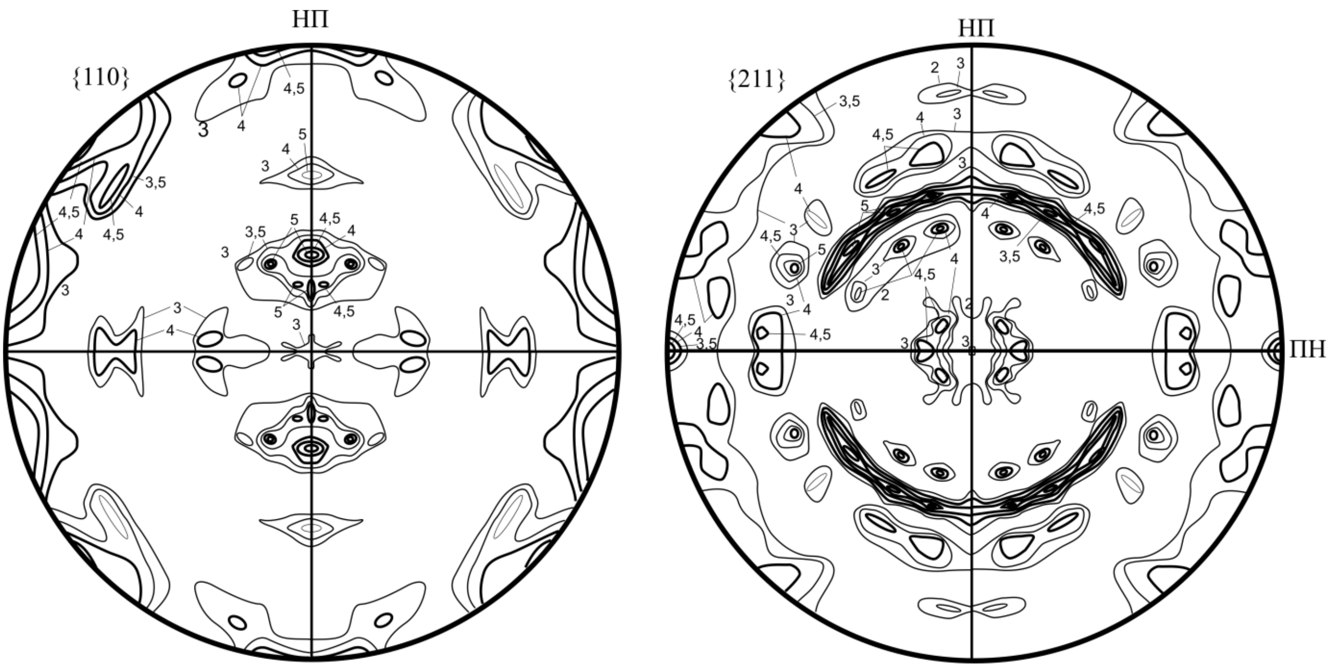

Рис. 3.7. ПФ вихідних листів сталі DP600.

На ПФ {200} центр заповнений виходами нормалей до площини (100), тобто в текстурі повинні бути присутні орієнтування типу (100)[uvw].

ПФ {200} добре описує орієнтування (001)[110], присутні в текстурі в якості слабких ідеальних орієнтувань (001)[310], (001)[410]. В зону розсіяння основних орієнтувань потрапляють також виходи нормалей орієнтувань (001)[100].

Проте аналіз інших ПФ показує, що орієнтування типу (100)[uvw] не є кінцевим рішенням опису текстури вихідних листів сплаву.

На ПФ {110} зайнятий центр зоною підвищеної полюсної щільності. Це говорить про те, що в текстурі повинні бути присутні в значній кількості орієнтування {110}[uvw]. Аналіз цієї ПФ надає вирішення у вигляді набору орієнтувань: (110)[$\bar{1}$12], (110)[$\bar{1}$11] та тим що знаходиться між ними (110)[$\bar{3}$35]. Орієнтування (110)[$\bar{2}$21] входить в зону розсіювання основних, але тих що добре вписуються в ПФ {111}, {211} та{200}

На ПФ {111} центральна частина не заповнена виходами нормалей до площин {111}, що свідчить про відсутність в текстурі ідеальних орієнтувань типу {111}[uvw]. Виділяються зони підвищеної полюсної щільності на відстані 10-12^0 в НП та 15-25^0 в ПН. Це означає, що в текстурі присутні орієнтування близькі до

орієнтувань типу {111}[uvw]. Найкраще підходять орієнтування $\{11\ \bar{8}\ 7\}[\bar{1}35]$ и $\{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]$. Дані орієнтування відповідають іншим ПФ.

На ПФ {211} заповнений центр та виділяються зони підвищеної полюсної щільності поблизу центру. Тобто в текстурі повинні бути присутні в достатній кількості орієнтування типу {112}[uvw] та близькі до них. Для опису текстури, зображеної цією ПФ добре підходить ІО:

$\{112\}[\bar{1}10]$;

$\{112\}[\bar{8}10]$;

$\{335\}[7\ \overline{12}3]$,

Які добре узгоджуються з ПФ {111} та {110}.

В цілому узагальнюючи результати аналізу ПФ {111}, {110} та {211}, можна зробити висновок , що текстура листів сталі у вихідному стані, достатньо повно описується набором ІО:

$\{112\}[\bar{1}10]$;	$\{11\ \bar{8}\ 7\}[\bar{1}35]$;	$(110)[\bar{1}12]$;
$\{112\}[\bar{8}60]$;	$\{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]$;	$(110)[\bar{1}11]$;
$\{335\}[7\ \overline{12}3]$,		$(110)[\bar{2}21]$.

Виходи нормалей перших трьох орієнтувань добре заповнюють центр та ділянки поблизу центра ПФ {211}, а також зони підвищеної полюсної щільності на ПФ {111} і {110}.

Орієнтування $\{11\ \bar{8}\ 7\}[\bar{1}35]$ і $\{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]$ заповнюють ділянки підвищеної полюсної щільності поблизу центра ПФ {111}, а орієнтування $(110)[\bar{1}12]$, $(110)[\bar{1}11]$ та $(110)[\bar{2}21]$ займають центр ПФ {110}.

Знайдені орієнтування, що описують текстуру вихідних листів сталі DP600 знаходяться узгоджуються з роз приділенням ділянок підвищеної полюсної щільності на всіх наведених ПФ. Дані орієнтування відомі в літературі як текстури рекристалізації (відпалювання) ГЦК металів. [76, табл.49].

Ідеальне орієнтування $\{112\}[\bar{1}10]$ спостерігали при відпалюванні а-заліза, а близькі до нього $\{112\}[\bar{8}10]$ та $\{335\}[7\ \overline{12}3]$ – при відпалюванні листів сплаву Fe-Si.

Орієнтування $\{11\ \bar{8}\ 7\}[\bar{1}35]$ и $\{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]$ швидко розвиваються при

відпалюванні деформованої сталі, якщо текстура деформації (ковзання) містила до відпалювання компоненти (111)[1$\bar{1}$0] та (111)[11$\bar{2}$]. Орієнтуванню {5$\bar{5}$4}[$\bar{2}$25] відповідає також орієнтування (112)[1$\bar{1}$0]. А дане орієнтування характерне для текстур відпалювання та текстур ковзання одночасно.

Аналіз ПФ листів сталі після відпалювання показує (рис. 3.8), що багато які орієнтування, які присутні в текстурі вихідних листів, зберігаються. Це перш за все, орієнтування {11 $\bar{8}$ 7}[$\bar{1}$35] та {5$\bar{5}$4}[$\bar{2}$25], близькі до {111}[uvw].

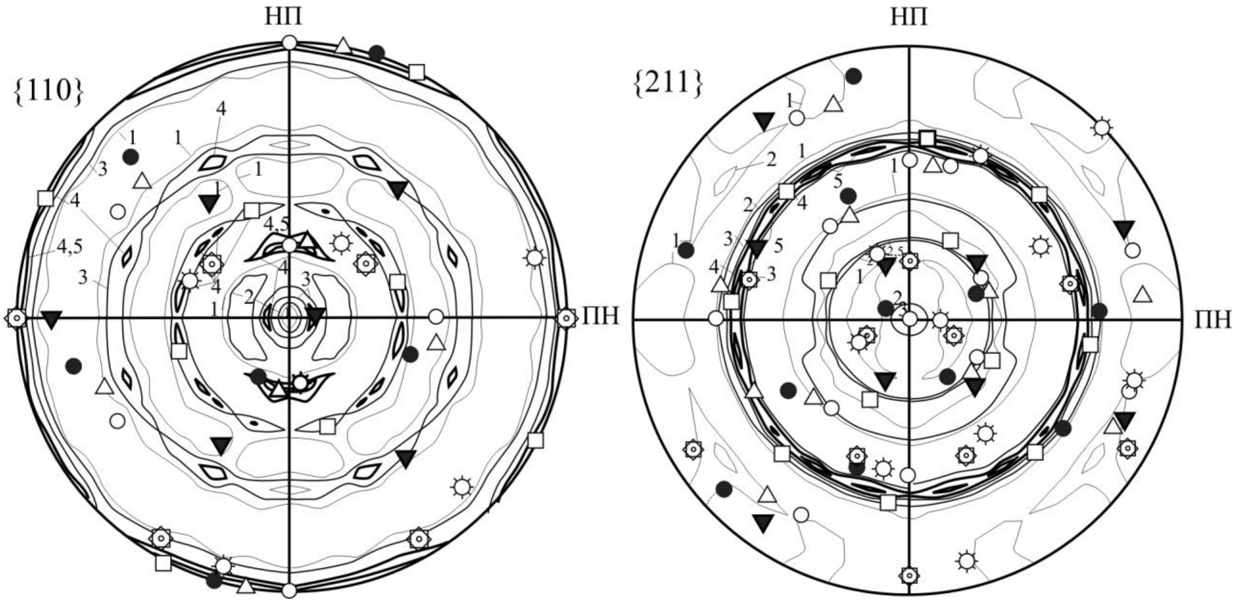

Рис. 3.8 Полюсні фігури {110} и {211} листів сталі DP600 після довготривалого відпалювання при температурі 250^0 та ідеальні орієнтування, як описують їх текстуру: □- (110)[$\bar{3}$10], ○- (112)[$\bar{1}$10], Δ - (112)[$\bar{8}$61], ▼- (320)[001], ● – (335)[7 1$\bar{2}$ 3], ⚙ - ($\bar{5}$54)[2$\bar{2}$5], ☼ - (10 $\bar{8}$ 7)[1$\bar{3}$5]

Слід відзначити, що на ПФ {111} центр заповнений, тобто в даній текстурі повинні проявитися орієнтування {111}[uvw]. Проте виходи нормалей до інших площин {111} не потрапляють в максимуми полюсної щільності на самій же ПФ {111} в периферійній зоні.

На ПФ {112} присутнє орієнтування (111)[$\bar{1}$01], проте воно не узгоджується з ПФ {110}.

На всіх ПФ після відпалювання зберігаються орієнтування $\{112\}[\bar{1}10]$, $\{112\}[\bar{8}60]$ и $\{335\}[7\,\overline{12}\,3]$, які присутні в текстурі листів сталі у вихідному стані. Відносно вихідного стану зникають орієнтування $\{110\}$[uvw], але з'являється близьке до $\{110\}$[uvw] орієнтування (320)[001].

На ПФ $\{200\}$ зона високої полюсної щільності розміщена в центрі, що відповідає наявності орієнтування (100)$[\bar{3}10]$, яке узгоджується зі всіма іншими ПФ.

Отже, розв'язання текстури листів після відпалювання «без додаткової деформації», узгоджується зі всіма досліджуваними ПФ, можна зобразити (представити) трьома групами ідеальних орієнтувань:

$\{11\,\bar{8}\,7\}[\bar{1}35]$;	$\{112\}[\bar{1}10]$;	(320)[001]; (219,5327)
$\{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]$;	$\{112\}[\bar{8}60]$;	(100) $[\bar{3}10]$ (219,5327)
	$\{335\}[7\,\overline{12}\,3]$	

Останні дві – типові орієнтування «текстури відпалу».

3.3. Анізотропія пружних властивостей ідеальних орієнтувань плоских текстур α-заліза

Анізотропія пружності кристалів в наближенні механіки суцільних середовищ піддається аналітичному опису через тензори четвертого рангу [71]. Пружні властивості монокристалів повністю задаються набором пружних констант. Число незалежних констант залежить від симетрії кристала. Для кубічних кристалів їх три, для гексагональних – п'ять, тригональних – шість і так далі.

Плоскі текстури (текстури листових полікристалів) найчастіше описують за допомогою ідеальних орієнтувань (ІО), які характеризуються кристалографічною площиною (*hkl*), що співпадає з координатною площиною зразка (для листових полікристалів це площина прокатування) та кристалографічним напрямком [UVW], який співпадає з однією з координат зразка, наприклад, напрямком

прокатування (НП). Природно, що кожне з ідеальних орієнтувань має свою, характерну саме для нього анізотропію властивостей. Крім того, середнє значення властивостей для всіх напрямків в площині кристала, яке задає ІО, також будуть неоднакові для різних ІО.

Зазвичай в текстурі присутні кілька ІО , але загальна анізотропія полікристала визначається сумарним внеском в неї всього спектра ІО з урахуванням їх відносного об'ємного змісту в текстурі. Тому опис анізотропії властивостей в довільній площині кубічного кристала представляє суттєвий інтерес для прогнозування анізотропії властивостей текстурованих листів полікристалів а також для розгляду питань, пов'язаних з розвитком, змінами текстур при пластичній деформації, термічній обробці , фазових перетвореннях.

Тому першим кроком в даному напрямку стало отримання рівняння, яке описує анізотропію пружних модулів в конкретній площині кубічного монокристалу. Тому першим кроком в цьому напрямі стало отримання рівняння, що описує анізотропію пружних модулів в конкретній площині кубічного монокристала . Дане вираження отримано в 7] для площин кубічного кристалу зони [110]. Характер анізотропії модуля Юнга (E) в площинах зони [110] характеризується функцією анізотропії (ψ), яка являє собою комбінацію квадратів направляючих косинусів напрямку, що лежать в площині цієї зони.

В [4] дана задача була вирішена для довільної площини кубічного кристала. Проте для аналізу впливу текстури на анізотропію властивостей конкретного металу чи сплаву потрібна анізотропія конкретних ІО, що описують текстуру листів даного матеріалу. Це можливо для металів, моно кристальні характеристики яких відомі.

3.3.1. Анізотропія пружності ідеальних орієнтувань плоских текстур кубічних металів

Кубічні кристали ізотропні відносно фізичних властивостей другої

тензорної розмірності, але мають анізотропію відносно властивостей більш високої тензорної розмірності. В [2,3] була отримана залежність пружних властивостей від напрямку виміру в площинах зони [110]. Розглянемо задачу про анізотропію модулів Юнга для будь якої можливої площини кубічного кристалу.

В кубічному кристалі оберемо зону площин, віссю якої є лінія перетину площини (hkl) координатною площиною (001). На рис. 3.9 вісь позначена лінією ВС, її індекси $\left[\bar{k}h0\right]$. Положення площини (hkl) визначимо двома кутами ω та α, перший з яких рівний куту між віссю зони $\left[\bar{k}h0\right]$ та віссю $\left[\bar{1}00\right]$, а другий кут рівний куту нахилу площини (hkl) до площини (001).

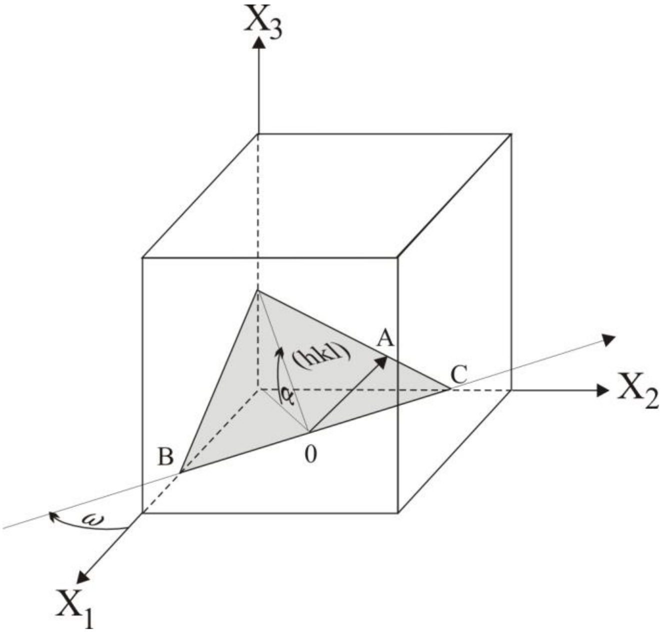

Рис.3.9 Побудова до виведення формули анізотропії модуля Юнга в довільній площині кубічного кристалу.

Оберемо в площині (hkl) довільний напрямок ОА. Скористаємось рівнянням анізотропії модуля Юнга в кубічному кристалі [87]:

$$\frac{1}{E} = s_{11} - 2K\psi \,, \tag{3.1}$$

де s_{ij} – константи піддатливості монокристалу;

$$К = (s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2}s_{44}), \tag{3.2}$$

$$\psi = a_1^2 a_2^2 + a_2^2 a_3^2 + a_1^2 a_3^2 \,, \tag{3.3}$$

де α_{ij}, - косинуса напрямку вимірювання.

Для напрямку OA знайдемо найдем вираження ψ за заданими значеннями ω та α.

Кут між віссю зони $[\bar{k}hl]$ та напрямком OA позначили кутом φ. Далі будуємо зображення кристалу на сфері радіусу R (рис. 3.10).

Методами сферичної тригонометрії [91] із сферичним трикутником ABC та ACD отримаємо:

$$a_1 = \cos\omega\cos\varphi + \sin\omega\sin\varphi\cos\alpha\,, \qquad (3.4)$$

$$a_2 = \cos\omega\sin\varphi\cos\alpha - \sin\omega\cos\varphi, \qquad (3.5)$$

$$a_3 = \sin\alpha\sin\varphi\,. \qquad (3.6)$$

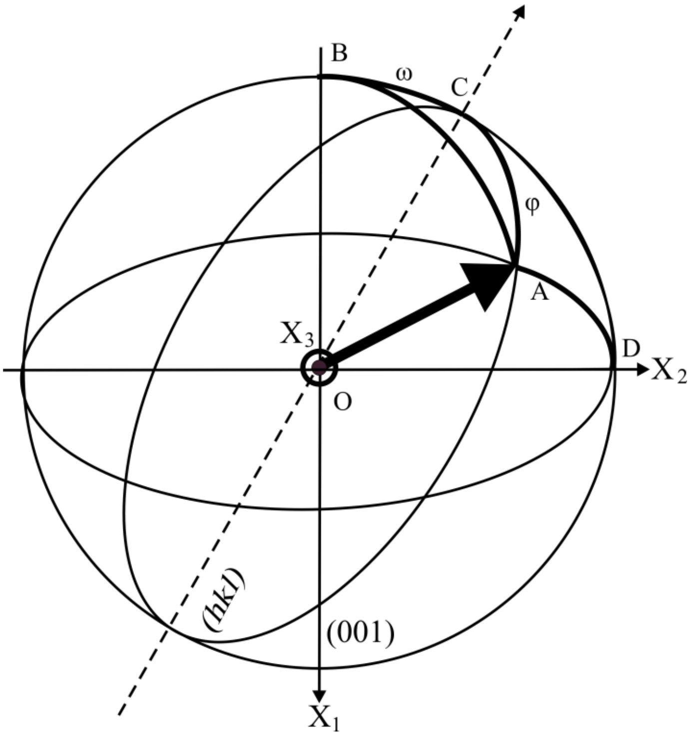

Рис. 3.10. Схема для виведення формули анізотропії модуля Юнга в довільній площині кубічного кристала.

Отримані рівняння підносимо до квадрата і підставляємо в рівняння (2). Потім приводимо дане рівняння до вигляду, що відповідає ряду Фур'є. Після всіх перетворень отримаємо:

$$\psi = A_0 + A_2\cos 2\varphi + A_4\cos 4\varphi + B_2\sin 2\varphi + B_4\sin 4\varphi\,, \qquad (3.7)$$

де

$$A_0 = \frac{1}{64}\left(8 - 24\sin^2\alpha - 21\sin^4\alpha - 3\sin^4\alpha\cos 4\omega\right), \qquad (3.8)$$

$$A_2 = -\frac{1}{16}\left[\left(6\sin^2\alpha - 7\sin^4\alpha\right) + \left(2\sin^2\alpha - \sin^4\alpha\right)\cos 4\omega\right], \qquad (3.9)$$

$$A_4 = -\frac{1}{64}\left[7\sin^2\alpha + \left(8\cos^2\alpha + \sin^4\alpha\right)\cos 4\omega\right], \qquad (3.10)$$

$$B_2 = -\frac{1}{8}\sin^2\alpha\cos\alpha\sin 4\omega, \qquad (3.11)$$

$$B_4 = -\frac{1}{16}\cos\alpha\left(1 + \cos^2\alpha\right)\sin 4\omega. \qquad (3.12)$$

Положення площини в кристалі визначається зазвичай індексами Міллера. Тому в формулах (7) - (10) слід виразити тригонометричні величини відповідними для них індексами площин.

З рис. 3.10 для кута ω між напрямками [100] та $\left[\bar{k}hl\right]$ отримаємо:

$$\cos\omega = \frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2}}.$$

Тоді

$$\cos 4\omega = 1 - 8\frac{h^2k^2}{\left(h^2 + k^2\right)^2}, \qquad (3.13)$$

$$\sin 4\omega = 4\frac{hk}{\left(h^2 + k^2\right)^2}\left(h^2 - k^2\right) \qquad (3.14)$$

Кут α рівний куту нахилу площини (hkl) до площини (001). Потім

$$\cos\alpha = \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

Звідки

$$\cos^2\alpha = \frac{l^2}{h^2 + k^2 + l^2}, \qquad (3.15)$$

$$\sin^2\alpha = \frac{h^2 + k^2}{h^2 + k^2 + l^2}. \qquad (3.16)$$

В таблиці 3.2 наведено значення амплітуд гармонік функції анізотропії $\psi(\varphi)$ у вигляді рядів Фур'є для ідеальних орієнтувань кубічного кристала. Кут φ відраховується від осі смуги $\lfloor\bar{k}h0\rfloor$ (на рис. 3.10 це вектор $\overrightarrow{BC}$).

Таблиця 3.2

Значення амплітуд гармонік рядів Фур'є функцій анізотропії деяких ідеальних орієнтувань типу {hkl}<$\bar{k}h0$ >

Ідеальне орієнтування		Амплітуди гармонік ряду Фур'є				
(hkl)	[uvw]	A_0	A_2	A_4	B_2	B_4
100	010	0,21875	0,125	-0,09375	0	0
011	$\bar{1}00$	0,242188	-0,03125	0,011719	0	0
111	$\bar{1}10$	0,25	0	0	0	0
112	$\bar{1}10$	0,21875	-0,04167	0,048611	0	0
115	110	0,151235	-0,01646	0,107725	0	0
121	$\bar{2}10$	0,242188	0,052083	-0,05946	0,204124	0,142887
124	$\bar{2}10$	0,198342	-0,03827	0,070082	0,124696	0,461375
320	-230	0,21875	0,125	-0,09375	0	0
135	$\bar{3}10$	0,209184	-0,04082	0,059311	0,289767	0,869302
146	$\bar{4}10$	0,216347	-0,04161	0,051431	0,466508	1,221152
236	$\bar{3}20$	0,204693	-0,03993	0,063919	0,262391	0,857816
335	$\bar{3}30$	0,232693	-0,03894	0,029628	0	0
$5\bar{5}4$	550	0,247676	0,025826	-0,04359	0	0
358	$\bar{5}30$	0,221249	-0,0416	0,045567	0,989537	2,357427
$\bar{8}\ 6\ 2$	$\bar{6}\ \bar{8}\ 0$	0,225545	0,106324	-0,08591	1,267212	0,684294
$11\ \bar{8}\ 7$	8 11 0	0,24568	0,036743	-0,05053	4,90458	3,751341

3.3.2. Анізотропія модуля Юнга основних ідеальних орієнтувань текстур листів α – заліза

За даними таблиці 3.3 розрахували анізотропію модуля Юнга можливих ідеальних орієнтувань листів низьковуглецевої сталі. В якості констант піддатливості (3.1), (3.2) використовували дані для α-залізо [6]. Результати підрахунку наведено в таблиці 3.3.

Таблиця 3.3

Значення модуля Юнга в різних напрямках кристалографічних площин ідеальних орієнтувань {hkl}<$\bar{k}h0$> α –заліза

Кут з $[\bar{k}h0]$, град.	Модуль Юнга, ГПа									
	Кристалографічна площина ідеального орієнтування (hkl) $[\bar{k}h0]$									
	(100)	(011)	(111)	(112)	(122)	(124)	(135)	(146)	(236)	(358)
0	222,71	207,60	222,72	209,17	207,77	211,53	210,22	209,42	210,75	208,92
15	242,13	206,74	222,72	199,82	209,48	196,66	198,18	199,37	197,51	200,32
30	281,22	206,59	222,72	185,07	214,24	173,76	179,32	183,54	176,912	186,75
45	267,29	211,69	222,72	183,64	220,89	168,17	175,81	181,55	172,51	185,90
60	198,13	223,85	222,72	203,80	227,74	188,68	196,44	201,91	193,16	205,80
75	148,91	238,65	222,72	241,36	232,87	232,85	237,95	240,63	235,95	242,01
90	133,69	245,73	222,72	264,27	234,78	262,33	264,51	264,57	263,86	263,76
105	148,72	238,73	222,72	241,60	232,89	233,14	238,21	240,88	236,23	242,23
120	197,73	223,94	222,72	203,99	227,78	188,89	196,65	202,10	193,36	205,99
135	266,95	211,74	222,72	183,69	220,94	168,21	175,86	181,61	172,56	185,95
150	281,38	206,60	222,72	185,01	214,27	173,65	179,24	183,47	176,83	186,69
165	242,36	206,73	222,72	199,73	209,50	196,51	198,05	199,27	197,38	200,23
180	222,72	207,60	222,72	209,17	207,77	211,53	210,22	209,42	210,75	208,92
середній	219,53	218,17	222,72	208,49	220,07	200,46	204,67	207,52	202,91	209,5
Коефіцієнт анізотропії	0,525	0,159	0	0,305	0,115	0,358	0,335	0,314	0,346	0,295

З таблиці 3.3 можна зробити висновки, що кожне з ідеальних орієнтувань має певну анізотропію модуля Юнга, характеризується певним середнім значенням його і коефіцієнтом анізотропії ($\eta = \frac{E_{max} - E_{min}}{E_{max}}$).

Максимальне значення середній Е набуває для ІО з кристалографічними площинами {111}. Для ІО з площинами від {110} до {124} середнє значення Е монотонно зменшується до кубічного орієнтування типу {100} $<\bar{k}h0>$, для якого середнє значення модуля Юнга різко зростає. Поведінка коефіцієнта анізотропії Е носить протилежний характер (мал.4). При переході від орієнтувань з площиною {100} до орієнтуваннях з площиною {111} коефіцієнт анізотропії Е монотонно зменшується від 0,525 до 0,295.

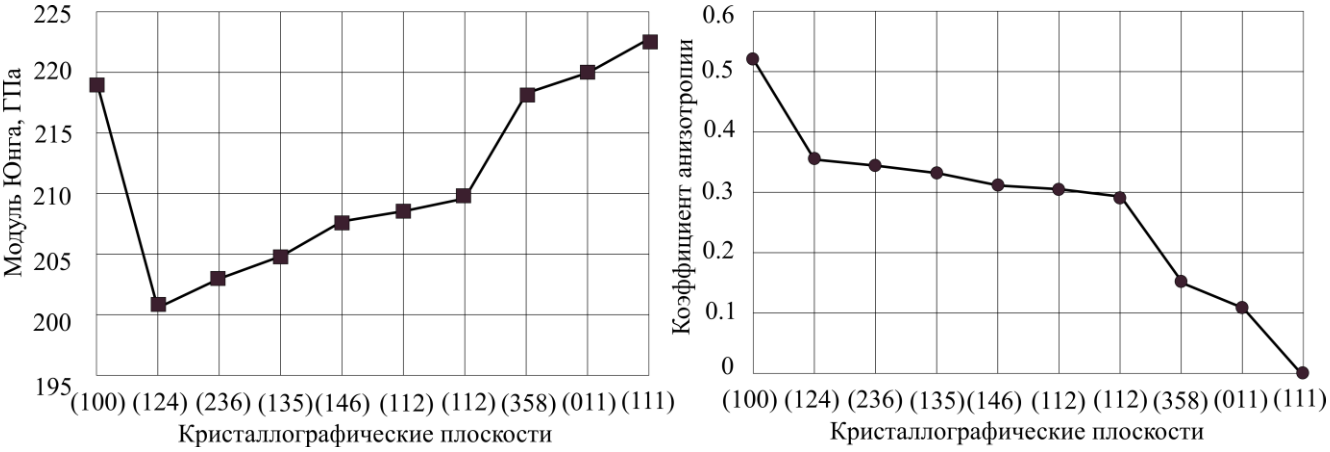

Рис.3.11 Значення середніх модулів Юнга для різних напрямків вимірювання в кристалографічних площинах ідеальних орієнтувань {hkl}$<\bar{k}h0>$ α –заліза.

Характерними ідеальними орієнтуваннями, які описують текстуру відпалювання листів α – заліза прийнято вважати ІО типу (335) [7 $\overline{12}$ 3], (112) [110], (320) [001], (100) [$\bar{3}10$]. Текстури ковзання виражаються ІО: (001) [110], (112) [110], (111) [110], (111) [112], (115) [110] . В текстурах вальцювання α – заліза можлива також присутність орієнтувань, які формуються за допомогою двійникування, "орієнтування двійникування": (115) [552], (221) [114], (221) [110].

Для даних орієнтувань за формулою $\cos\varphi = \frac{U_1U_2 + V_1V_2 + W_1W_2}{\sqrt{U_1^2 + V_1^2 + W_1^2}\sqrt{U_2^2 + V_2^2 + W_2^2}}$ [7] розрахували кути між напрямками, відповідними ІО та напрямками [$\bar{k}h0$]відліку

кутів φ для відповідних кристалографічних площин кубічного монокристала заліза (табл. 3.4).

Таблиця 3.4

Значення кутів між напрямками орієнтувань $\{hkl\}<\bar{k}h0>$ та ідеальними орієнтуваннями текстур листів α –заліза

Ідеальне орієнтування в кристалі		Ідеальне орієнтування текстури		Кут між напрямками ідеальних орієнтувань, град.
(hkl)	$[\bar{k}h0]$	(hkl)	[UVW]	
335	$[\bar{3}30]$	(335)	$[7\,\overline{12}\,3]$	120
112	$[\bar{1}10]$	(112)	[110]	90
320	$[\bar{2}30]$	(320)	[001]	90
100	[010]	(100)	$[\bar{3}10]$	71,6
001	[010]	(001)	[110]	45
112	$[\bar{1}10]$	(112)	[110]	90
111	$[\bar{1}10]$	(111)	[110]	90
111	$[\bar{1}10]$	(111)	[112]	90
115	$[\bar{1}10]$	(115)	[110]	90
115	$[\bar{1}10]$	(115)	[552]	90
221	$[\bar{2}20]$	(221)	[114]	90
221	$[\bar{2}20]$	(221)	[110]	90

Далі розрахували анізотропію модуля Юнга для ідеальних орієнтувань текстур листів заліза, напрямки яких не співпадають з відповідними $[\bar{k}h0]$ таблиці 3.2. Для орієнтувань, напрямки яких утворюють кути не рівні 0 та 90^0, розраховували з урахуванням симетрії відносно НП (рис 3.12).

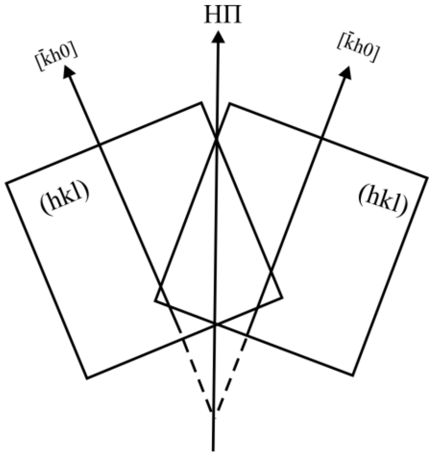

Рис.3.12. До обчислення симетрії орієнтувань типу (hkl) $[\bar{k}h0]$ відносно НП листів кубічного полікристала.

Результати розрахунку анізотропії Е в площині листів заліза з текстурою, заданою ідеальними орієнтуваннями відпалу, ковзання і двійникування наведено в таблиці 3.5.

Таблиця 3.5

Анізотропія модуля Юнга ідеальних орієнтувань текстур відпалу та вальцювання листів α –заліза

Кут з НП, град.	Модуль Юнга, ГПа						
	Кристалографічна площина та напрямок ідеального орієнтування (hkl) $[uvw]$						
	(335) $[7\ 1\bar{2}\ 3]$	(112) $[\bar{1}10]$	(320) [001]	(100) $[\bar{3}10]$	(001) [110]	(115) [110]	(221) [114]
0	250,4775	209,17	133,69	173,52	252,7592	238,8925	156,4689
15	229,2081	199,82	148,7194	200,49	231,7485	206,0911	170,8992
30	206,7087	185,07	197,7261	214,97	190,316	160,9817	213,7061
45	196,87	183,64	266,9454	219,93	171,518	143,696	262,5205
60	199,4446	203,8	281,3797	244,83	196,4057	155,7798	264,0763
75	205,5486	241,36	242,3552	252,05	242,3859	192,1688	231,9981
90	207,971	264,27	222,7179	242,36	265,1852	218,3549	216,4883
середній	214,1912	208,4862	219,5327	219,5338	219,5338	185,6507	221,2471
Коефіцієнт	21,40211	30,51046	52,4877	31,15652	32,02215	39,85462	40,7486

Реальна анізотропія листового полікристала визначається окрім набору

ідеальних орієнтувань, присутніх в текстурі, ще й величиною розсіяння орієнтувань. Природно, що розсіяння зменшує анізотропію кожного з ідеальних орієнтувань, оскільки результуючий внесок розсіяного орієнтування складається з самого орієнтування спільно з такими ж, але з різними початковими фазами в межах сфери розсіяння. Проте спільна дія деяких орієнтувань істотно послаблює сумарну дію, оскільки їх гармоніки ряду Фур'є знаходяться в проти фазах. Наприклад, орієнтування (335) [7 $1\bar{2}$ 3] и (112)[$\bar{1}10$], що присутні одночасно в текстурі, зменшують анізотропію пружних властивостей. Таким чином, домогтися ізотропності листів можна не лише за рахунок послаблення самої текстури шляхом збільшення розсіяння основних орієнтувань, але й шляхом розвитку ІО з протилежними фазами гармонік відповідних рядів Фур'є.

3.3.3. Апробація методу ідеальних орієнтувань для аналізу анізотропії модуля пружності плоскої текстури α-заліза

Ефективність оцінки текстурного стану та анізотропії пружних властивостей проводили на листах однофазної низьковуглецевої сталі DC04 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S та P).

Листи сталі товщиною 1 мм після рекристалізаційного відпалювання вальцювали до 50% деформації по товщині. Вальцювання здійснювали на верстаті з діаметром валків 170 мм без реверса за два проходження з однаковими лінійними швидкостями поверхні валок (симетричне вальцювання). Текстуру вивчали рентгенодифрактометричним методом з побудовою прямих полюсних фігур (ПФ) методом Шульца «на відбиття» [89] на модернізованому дифрактометрі ДРОН-3М в CuK_α – випромінюванні. Полюсні фігури (ПФ) {110},{200},{210} будували на рівнях безтекстурного еталону. Дефокусування, що виникає під час нахилу зразка до вісі гоніометра, враховували також за допомогою порошкового еталону.

На рис. 3.13 наведено (ПФ) {110},{200} листів сталі DC04 в стані після

рекристалізаційного відпалювання та холодного вальцювання до 50% обтискання.

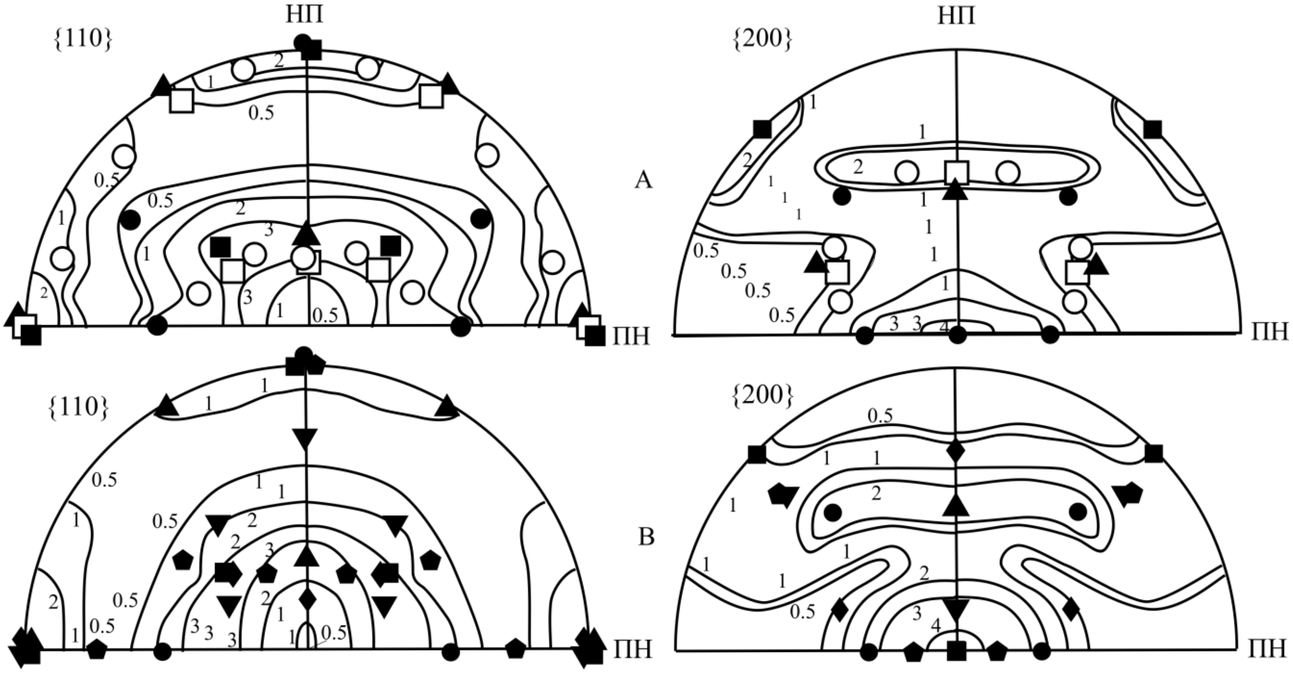

Рис 3.13 Полюсні фігури {110} и {200} листів сталі DC04 A – відпалених, B – після холодного вальцювання, та відповідні їм ідеальні орієнтування текстури: : ● – (112)[110]; ■ - (001)[110]; ▲ - (111)[112]; ▼ – (115) [552]; ♦ - (221) [114]; ⬟ - (115) [110]; ○ - (11 8 7)[135]; □ - (554)[225].

На ПФ {200} вихідних листів досліджуваної сталі центральна частина заповнена виходами нормалей з найбільшою інтенсивністю. Це відповідає присутності в текстурі листів орієнтування типу {100}<011>. Цьому орієнтуванню відповідають максимуми полюсної щільності на великому колі в НП ± 45^0.{100}<011> - одне з типових орієнтувань текстури вальцювання ОЦК металів. Інше характерне орієнтування для текстур листів ОЦК металів, {112}<110>. Йому відповідає на ПФ ділянка підвищення полюсної щільності на кутовій відстані в 35^0 від центру в ПН. На ПФ {200} виділяються також ділянки підвищеної полюсної щільності на кутовій відстані 60^0 від центра в НП та в НП±40^0. Дані ділянки відповідають орієнтуванням з високими індексами, близькими до {111}<112>: {11 8 7}<135> и {554}<225>.

Орієнтування {111}<112> є одним з орієнтувань текстури вальцювання ОЦК металів. На ПФ вона виходить за межі ділянок з високою полюсною

щільністю, тобто входи в зону розсіювання орієнтування {11 8 7}<135> і {554}<225>.

На ПФ {110} ділянки підвищеної полюсної щільності концентруються навколо центра ПФ на відстані 30-70^0 від неї , а також біля великого кола в НП, НП±30^0, в ПН и ПН±50^9. Дані ділянки добре заповнюють виходи нормалей до ідеальних орієнтувань, знайденим шляхом аналізу ПФ {200}, включаючи орієнтування {111}<112>.

ПФ {211} узгоджується с ПФ {200}та {110} В даній праці вона не наводиться через перевантаженість символами ідеальних орієнтувань .В цілому, текстура початкових листів (стан доставки) досліджуваної сталі може бути охарактеризована типовими орієнтуваннями текстури вальцювання ОЦК металів: {112}<110>, {100}<011> орієнтуваннями, близькими до {111}<112>: {11 8 7} <135>, {554}<225>. Орієнтування {111}<112>, характерне для текстур вальцювання ОЦК – металів, також може розглядатися як одне з рішень опису текстури первинних листів. На ПФ {110} та {112} дане орієнтування входить в зону підвищеної полюсної щільності, а на ПФ {200} воно входить в зону розсіяння орієнтувань {11 8 7}<135>, {554}<225>. Орієнтування з великими індексами відносять до компонентів текстур відпалювання [11] ОЦК металів. Теоретичний аналіз орієнтацій рекристалізованих зерен, здатних зростати в багатокомпонентних текстурах деформації показав, що за наявності в текстурі орієнтувань деформації {112}<110>, {100}<011>, {111}<112> при відпалюванні розвиваються орієнтування типу {11 8 7}<135>, {554}<225>.

На відміну від ПФ {200} вихідного листа, зона максимальної полюсної щільності на ПФ від вальцьованих листів, зміщується від положення на відстані 55-70^0 до положення, що задається кутами 50-60^0 від центру в НП. Це відповідає переходу орієнтувань з великими індексами до орієнтування {111}<112>. В дану зону лягають виходи нормалей до орієнтування {112}<110>.

Зона підвищеної полюсної щільності даної ПФ добре заповнюється також орієнтуваннями {115}<552>, {115}<110>, близькими до {001}<110>.

ПФ {110} узгоджується с ПФ {200}. Крім вказаних орієнтувань зони підвищеної полюсної щільності даної ПФ включає орієнтування {221}<114>. На ПФ {200} дане орієнтування присутнє в зоні розсіяння.

На ПФ {112} ділянки максимальної полюсної щільності знаходяться в центрі ПФ та навколо центра з протяжністю в 40^0 в НП та 50^0 в ПН. Дана ділянка включає всі рішення опису текстури, знайдені на ПФ {200} та {110}.

Отже можна констатувати, що в результаті прямого вальцювання в листах сталі формується типова текстура вальцювання ОЦК металів з орієнтуваннями {001}<110>, {112}<110>, {111}<112> та орієнтуваннями {115}<552>, {115}<110>, {221}<114>, близькими до орієнтувань текстури вальцювання.

Кристалографічна площина (111) являється ізотропною відносно пружних властивостей але з високим середнім модулем Юнга. Для ОЦК заліза він склав 222 ГПа. Слабо анізотропними є також площини близькі до неї, наприклад, {11 8 7}<135> та {554}<225>. Основний внесок в анізотропію пружних властивостей первинних листів вносять різко анізотропні орієнтування {112}<110>, {100}<011>. Анізотропія Е даних двох орієнтувань дає криві з максимумом в ПН та мінімумом в НП+45^0 (рис.3.14). Середній модуль для даних двох орієнтувань склав 219ГПа. Дещо підвищити середній модуль можуть ізотропні орієнтування типу {111}<UVW>, проте характер анізотропії вони не змінюють.

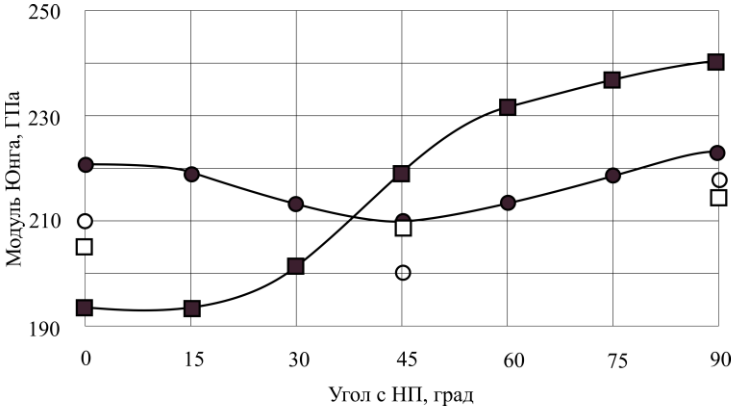

Рис. 3.14 Анізотропія модуля Юнга листів сталі DC04 після ● - відпалу та ■ - деформації прокаткою. ○, □ – експериментальні значення модуля Юнга для відпалених та деформованих листів сталі DC04.

Експериментальні точки, наведені на рисунку повторюють характер

розрахункової анізотропії Е, проте лежать дещо нижче теоретичних. Таке відхилення обумовлено, по-перше наближеністю вибраних констант піддатливості монокристала, в якості яких ми обрали значення їх для чистого заліза та по-друге, дефектною структурою реальної сталі, що знижує значення модулів Юнга у всіх напрямках в листі.

Після вальцювання на вже існуючу текстуру з орієнтуваннями деформації та відпалювання накладаються ІО {115}<552>, {115}<110>, {221}<114>. Перші два підвищують значення модуля Юнга в ПН, а останнє ІО різко підвищує Е в НП+45^0. Експериментальні значення Е відповідають характеру розрахункової пружної анізотропії.

У цілому, враховуючи допущені наближення, відповідність експериментальних даних пружної анізотропії Е та розрахункових по спостережуваних на ПФ ІО для відпалених та деформованих листі в низьковуглецевій сталі є задовільним.

Висновки до розділу 3

1. Ідеальне орієнтування (ІО) плоских текстур кубічних металів володіє характерною для них анізотропією пружних властивостей, яка визначається кристалографічною площиною ,напрямком відліку кута виміру, монокристальними характеристиками пружності.

2. Середнє значення модуля Юнга (Е) для різних ІО текстур заліза варіюють в межах 20% . Наявність в текстурі різних ІО впливає не тільки на анізотропію пружних властивостей, але й на їх кінцеве значення.

3. Текстура листів низьковуглецевої сталі DC04 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S и P) після рекристалізаційного відпалювання характеризується орієнтуваннями типу:{112}<110>, {100}<011> орієнтуваннями, близькими до {111}<112>: {11 8 7}<135>, {554}<225>.

4. В результаті прямого вальцювання в листах сталі формується типова

текстура вальцювання ОЦК – металів з орієнтуваннями {001}<110>, {112}<110>, {111}<112> та орієнтуваннями {115}<552>, {115}<110>, {221}<114>, близькими до орієнтувань текстури вальцювання .

5. Основний внесок в анізотропію пружних властивостей первинних листів вносять різко анізотропні орієнтування {112}<110>, {100}<011>. Спільна анізотропія Е характеризується максимумом в ПН та мінімумом в НП+45^0. Розвиток IO {115}<552>, {115}<110>, {221}<114> в результаті холодного вальцювання підвищує значення модуля Юнга в ПН и в НП+45^0. Прямі виміри модуля Юнга в НП, НП+45^0 та ПН для недеформованих та вальцьованих листів низьковуглецевої сталі знаходяться в задовільній згоді з результатами розрахунку анізотропії Е з даних анізотропії ІО, отриманих з рентгенівського текстурного експерименту.

6. Відпалені при 220^0C листи двофазної сталі DP600 (0.10%C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007%P, 0.008%S, 0,009%N, 0.02-0,06% Al, 1% Cr-Mo-Ni) мають текстуру, яка описується набором орієнтувань текстур відпалювання ОЦК металів {100}<310>, {001}<210>, {112}<110>, {112}<861> и {320}<001> та квазіізотропними орієнтуваннями - {11 8 7}<135>, {335}<7 12 3>, {554}<225>. Деформація розтягнення сприяє розвитку орієнтувань текстур ковзання {001}<110> та{111}<110>, {111}<112>, {111}<312> та орієнтувань {115}<110>, {115}<552>, {221}<110> та {221}<114>, - пов'язаних з можливими процесами двійникування.

7. Характер анізотропії модуля Юнга (Е) в площині листів після деформації розтягненням відпалених листів не змінюється. Значення Е після розтягнення до 3, 6 та 10% зменшуються по всіх напрямках в результаті зародження та розвитку мікропошкоджень .

8.Анізотропія пошкодження (*D*) в площині листів сталі після розтягнення відносно відпаленого стану характеризується максимумом в ПН та мінімумом в НП. Значення *D* збільшується при збільшенні деформації по всіх напрямках листа.

9. Довготоривале відпалювання листів двофазної сталі (Salzgitter Flachstahl

DP600) (0.10%C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.07%P, 0.008%S, 0,009%N, 0.02-0,06% Al, 1% Cr-Mo-Ni) при температурі 220^{0}С призводить до збільшення характеристик пружності та міцності, зменшенню пластичності по всіх напрямках та збільшенню характеристик анізотропії даних властивостей в площині листів

10. Анізотропія коефіцієнта пошкодження, розрахована за результатами вимірювання властивостей пружності, в площині листа сталі DP600відносно нього у відпаленому стані, протилежна анізотропії модуля Юнга та задовільно описується тензором четвертого рангу для напрямків вимірювання, які утворюють кути з напрямком вальцювання (НП) більше 30^0 та в НП.

РОЗДІЛ 4
ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

4.1. Розвиток текстури в листах двофазної сталі при деформації розтягуванням

Аналіз орієнтувань, що формуються в листах сталі DP600 в процесі деформації розтягом, дозволяє простежити за схемою пластичної деформації на основі механізмів пластичної деформації, що реалізовуються.

Орієнтування {001}<110>, {112}<110>, {111}<110>, {111}<112>, {111}<312> є типовими орієнтуваннями текстури плоскої деформації ОЦК металів. Ці орієнтування в текстурному аналізі називають текстурами ковзання [11]. Поява цих орієнтувань і їх розвиток відповідає переходу орієнтувань {11 8 7}<135>, {335}<7 12 3> и {554}<225> у листах, що відпалюють, в орієнтування виду {111}<uvw> - в деформованих листах. Цей факт можна простежити порівнянням ПФ {222} безпосередньо після відпалу з такою ж ПФ після відпалу і додаткової деформації розтягуванням до 10%. Область підвищеної полюсної щільності на першій ПФ у вигляді кільця на відстані ~ 10° переміщається до центру на другій ПФ.

Виходячи з представлень Котрелла [98] можна вважати, що в досліджуваній сталі відпал при температурі 250°С зменшує число вільних дислокацій. Дислокації є присутніми, але вони закріплені. Малі деформації (3-6%) призводять до утворення нових дислокацій і до відриву закріплених, що викликає інтенсивне ковзання не лише паралельно площини листа, але і поперечному, за рахунок накопичення гвинтових дислокацій. Ковзання по усіх системах разом з поперечним ковзанням призводить до утворення спостережуваних орієнтувань текстури плоскої деформації.

Орієнтування виду {111}<uvw>, відповідно до даних [99], виникають при активізації системи ковзання {110}<111>. Причому компоненти текстури {111}<112>, {111}<312> є стабільними при реалізації поперечного і компланарного ковзання в цих системах. Орієнтування {001}<uvw> відповідає

ковзанню в системах {110}<001>, орієнтування виду {hkl}<110> відповідають поворотам навколо напряму розтягування при обмеженій деформації [100].

Умова збігу з віссю вантаження кристалографічних і напрямів <110> сприятливо для реалізації систем ковзання і {110}<111> {111}<001>. т.е. розвиток орієнтувань є результатом рівноваги поворотів при ковзанні по {110}<111> и {111}<001>.Окрім типових орієнтувань текстур плоскої деформації ОЦК- металів після деформацій більше 10% спостерігаються також і орієнтування {115}<110>, {115}<552>, {221}<110>,і {221}<114>.Ці орієнтування не відповідають орієнтуванням ковзання в ОЦК металах. Їх зв'язують з можливими процесами двійникування [15,16]. Відомо, що стійкі текстури ковзання в ОЦК-металах можуть випробовувати двійникові переорієнтації.

Так, двійникові орієнтування компоненти текстури ковзання {111}<211> потрапляє в область розкиду орієнтування {001}<110> (точніше {115}<552>).. Двійникові орієнтування компоненти текстури ковзання {001}<110>, у свою чергу, потрапляють в область розкиду орієнтування {111}<211> (точніше {221}<114>).

У нашому випадку, в текстурі листів двофазної сталі DP600 після деформації розтягуванням до 10% спостерігаються вказані двійникові переорієнтації:

{115}<552> − двійникові орієнтування від {111}<211> і

{221}<114> -- двійникові орієнтування від {001}<110>.

Двійникові орієнтування близькі компонентам текстури ковзання. Отже, різні компоненти текстури деформації сталі DP600 можна розглядати одночасно як двійникові по відношенню один до одного. Двійникування не створює принципово нових компонентів текстури, але змінює співвідношення орієнтувань в текстурі ковзання.

Деформації двійникуванням в цій сталі може сприяти легування її марганцем і Cr - Mo - Ni, яке стимулює появу двійників.

Методами електронної мікроскопії не вдалося надійно спостерігати появу в сплаві добре помітних двійників. Проте після деформації розтягуванням до більш

високих мір в області шийки спостерігали двійники при досить великих збільшеннях. На рис. 4.1

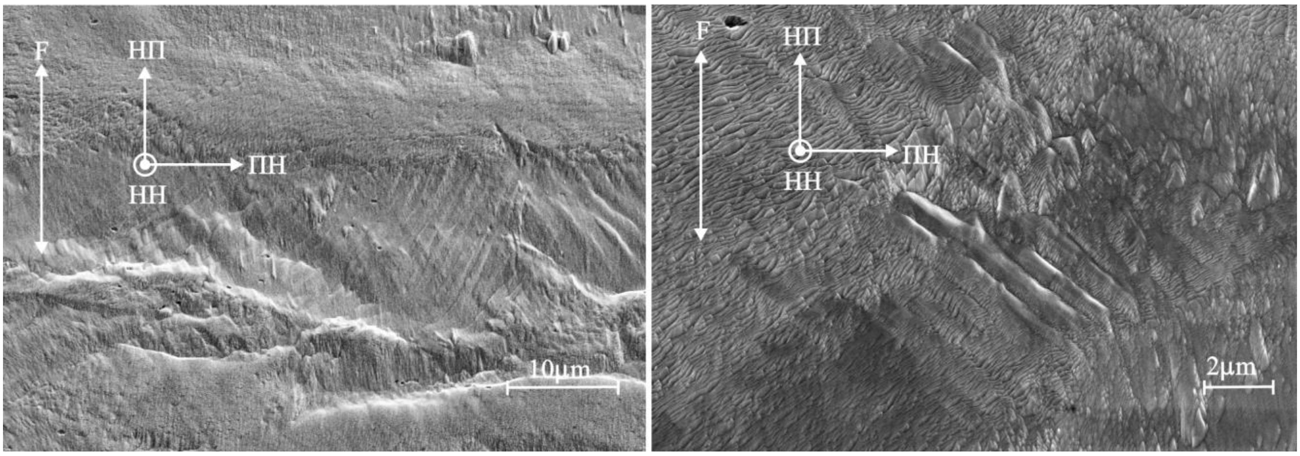

Рис. 4.1. Мікроструктури сталі DP600,деформованою до 30%,в зоні шийки після іонного травлення зі збільшеннями ×2000 і ×10000.

На лівому малюнку представлено зерно мартенситу, що розділяє два зерна фериту. На нім видно паралельні один одному смуги (двійники). Смуги утворюють кути з НП, а отже, і з напрямом розтягування ~ 25-30^0. На правому малюнку смуги представлені більше рельєфно. Відстань між сусідніми смугами складає ~1 μm.

Аналіз поведінки модуля Юнга залежно від обробки показав, що середні значення модуля Юнга стану, що відносно відпалює, зменшуються зі збільшенням міри деформації. У таблиці. 4.1 розраховані середні значення модулів Юнга для різних орієнтувань досліджуваної сталі методом представлення анізотропії модуля Юнга у вигляді рядів Фур'є [137]. Для загальних орієнтувань текстур відпалу і текстур ковзання {100}<uvw> і {112}<uvw> середні E складають 219 і 208 ГПа, відповідно. Для орієнтування текстури відпалу {320}<uvw> значення середнього E склало 219 ГПа. Орієнтування{111}<uvw>, що з'явилася після деформації розтягуванням, має середній модуль Юнга 222 ГПа і і не зменшує сумарного значення середнього модуля Юнга текстурованого листа стали. Орієнтування {221}<uvw> також мають середнє значення модуля Юнга у близько 220 ГПа. Орієнтування{115}<uvw> характеризується середнім значенням модуля Юнга 183 ГПа. Проте її зміст в текстурі деформації невеликий. Тому її

вплив на зменшення значень модуля Юнга після деформації розтягуванням не є визначальний. Таким чином, зменшення модуля Юнга не слід зв'язувати з текстурними перетвореннями. Навпаки, можна припустити, що зменшення значень Е є наслідком виникнення в металі в процесі деформацій мікродефектів і мікроруйнувань і тому зміни модуля Юнга можуть бути використані для оцінки величини пошкодженості (D).Розраховані значення D лежать в загальноприйнятих межах для деформованих до невеликих мір [145].

Мінімум цієї характеристики для деформацій 3 і 10% доводиться на НП або поблизу нього. Максимум лежить в ПН. Цей факт свідчить про те, що додаткова деформація розтягуванням в НП і ПН металу із структурою, що сформувалася в результаті попередніх обробок (плющення, відпалу), призводить до мікропошкоджень неоднакової форми. В результаті сумарна площа мікропошкоджень в ПН виявляється більше, ніж в НП. Таке можливе, якщо мікропошкодження у своєму перерізі мають форму еліпсоїдів з великою віссю, співпадаючою з НП.

4.2. Зародження і розвиток мікропошкоджень в мартенситі двофазної сталі при деформації розтягуванням

Мікроструктури зразків, що відпалюють, після розтягування найменшими деформаціями демонструють появу в зернах мартенситу ушкоджень у вигляді мікропорожнин. У фериті можна також спостерігати появу пор, але значно в меншій кількості і з рідкіснішим розкидом по площі зерна. Появу пор можна також спостерігати і на різного роду включеннях, яких в досліджуваній сталі було дуже мало зважаючи на її високу чистоту.

Тому при аналізі загальної деформації двофазних матеріалів важливо простежити особливості деформації окремо мартенситу і фериту, і їх взаємодії в загальній структурі при деформації. Наприклад, пластична деформація зерен мартенситу починається при малих навантаженнях і протікає переважно у вузьких

місцях зерен. Мікротріщини утворюються в цих місцях між зернами фериту, що примикають до цього місця. Це можна спостерігати на рис.4.2 в наших дослідженнях і в роботах [123], у яких вплив морфології мартенситу на пароутворення вивчали детально.

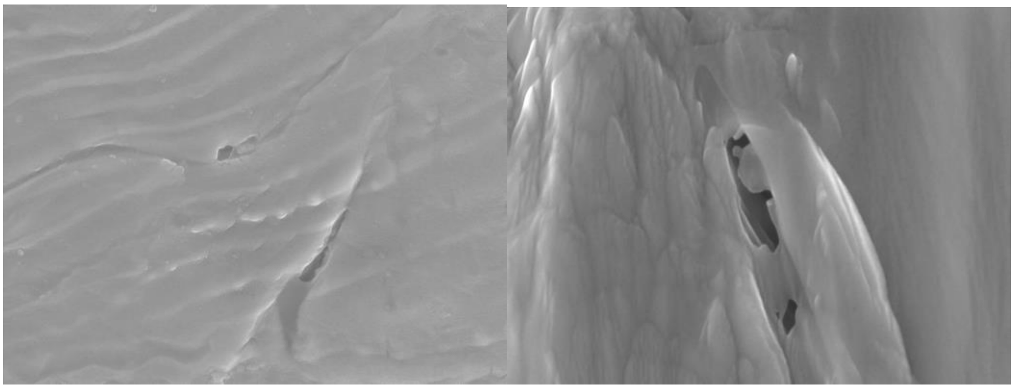

Рис. 4.2. Мікротріщини в зерні мартенситу сталі DP600 після деформації розтягуванням до 10%.

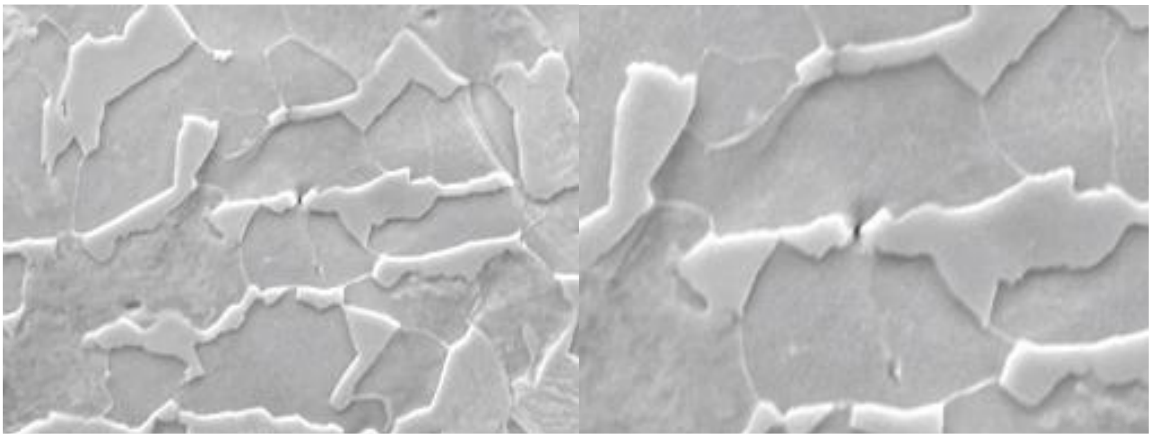

Рис.4.3. Утворення пори в зерні мартенситу двофазної сталі при деформації розтягу (58).

Істотну роль в пріоритеті пластичної деформації що становлять сталь мартенситу і фериту грають процеси їх зміцнення.

Швидкість зміцнення мартенситу нижче такої фериту через меншу роботу по зміцненню (рис.4.4) [146.][152-.][153]. [154].

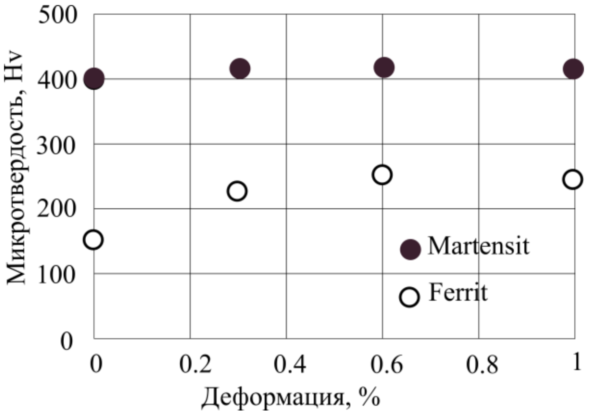

Рис. 4.4. Мікротвердість зерна мартенситу і фериту після деформації розтягуванням.

Показано, що і в об'ємі мартенсит деформується при менших навантаженнях розтягуючої напруги. [151], [150], [149]. Очевидно, що деформація мартенситу визначає пороутворення в мартенситі. Початок пластичної деформації мартенситу можна оцінити по кривих розтягування (рис. 4.4.) методом Круссарда-Джаола [152]. (стр. 45, рис. 4.13) показує, що поведінку наклепа можна розділити на три етапи: (1) швидкість наклепу максимальна, (2) швидкість наклепу зменшується рівномірно з деформацією і (3) наклепу різко падає.

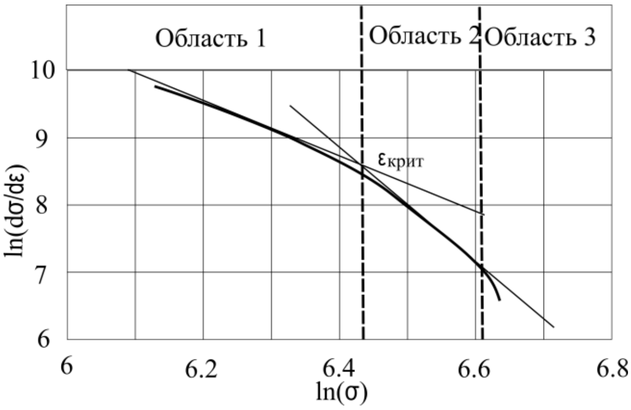

Рис. 4.5. Представлення наклепу двофазній сталі по методу Круссарда-Джаола [45].

У області (1) зерна фериту деформуються пластично, а зерна мартенситу - пружно. Високий наклеп має місце в цій області через величезну кількість нагромаджень дислокацій на поверхні розділу зерен мартенситу і фериту саме тому, що мартенсит деформується тільки пружно.

У області (2) пластична деформація протікає і в мартенситі, і у фериті. У області (3) відбувається інтенсивне утворення пошкоджень у вигляді пір або

мікротріщин, що призводить до різкого зниження рівня зміцнення двофазного полікристала.

Одночасно зміна нахилу кривої показує, що пластична деформація починає протікати і в зернах мартенситу. Велике скупчення дислокацій призводить до плинності мартенситу, а пластична деформація полікристала, в цілому, здійснюється у фериті, який продовжує зміцнюватися. Нехай - критична деформація, при якій спостерігається перехід від пружної до пластичної деформації мартенситних зерен. З мал. 4.4 ця деформація відповідає ~ 3% розтягування. Дійсно, в наших дослідженнях деформації розглядали тільки рівномірні, до видимих тенденцій утворення шийок. Тому різке падіння зміцнення не слід приписувати зменшенню поперечного перерізу зразків. Спостережуване падіння можливо тільки за рахунок зменшення частини перерізу при появі в нім порожнеч, пір або мікротріщин, які досить надійно видно на приведених електронним мікроструктурах. Причому ці порожнечі видно на зернах мартенситу, коли ще їх немає в зернах фериту.

Очевидно, що пластична деформація зерен мартенситу приводить до їх дроблення (рис.4.6).

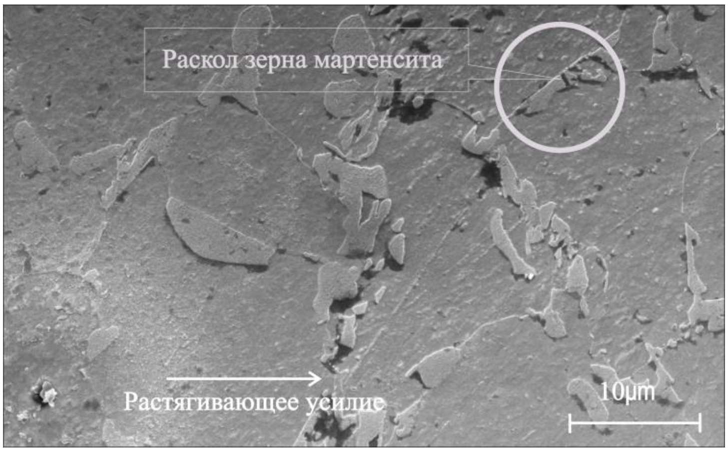

Рис. 4.6. Дроблення зерен мартенситу при пластичній деформації розтягуванням.

На цей факт вказували [148.], що, у свою чергу збільшує площу меж взаємодії "мартенсит-ферит". Таким чином, саме пластична деформація мартенситних зерен є ключовим чинником утворення пошкоджень в двофазних низьковуглецевих сталях.

У загальному процесі деформації двофазних полікристалів важливу роль грає і поведінка окремих зерен мартенситу, і феритної матриці, і зі взаємодія, як композиту.

Паралельно з пластичною деформацією зерен мартенситу, характер пластичності зерен фериту на мікрознімках виглядає у вигляді смуг ковзання (рис. 4.7).

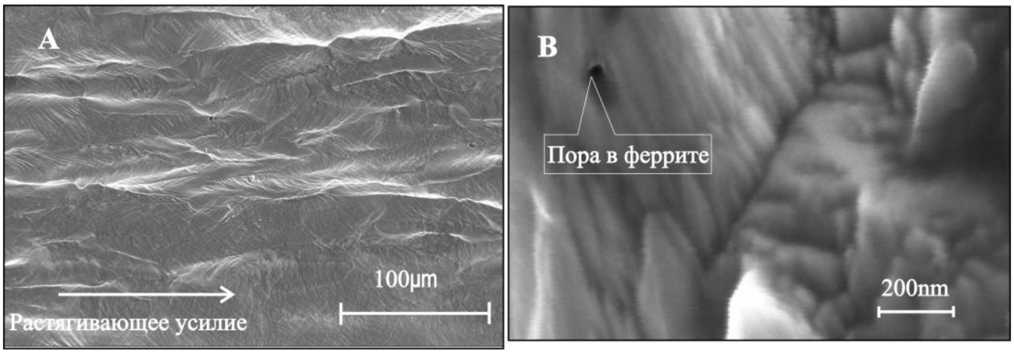

Рис. 4.7. Деформація А - феритної матриці в однофазній сталі DC04 і B- зерен фериту в сталі DP600 при розтягуванні.

Утворення пір фериту локалізується на перетинах смуг ковзання і на вістрях мартенситних зерен. На цей факт вказували автори [106].У укладенні, виникнення і розвиток пошкоджень в мартенситі можна розглядати таким, що відбувається в чотири стадії: (1) - пластична деформація зерен мартенситу, (2) початок розлому зерна мартенситу, (3) - поширення тріщини упоперек зерна мартенситу і його дроблення, (4) - утворення пір на розломах зерен.Пори у феритної матриці зазвичай з'являються на кінчиках зерен мартенситу, що обломилися. Пори не поширюються уздовж меж зерен мартенсит-ферит або ферит-ферит, але поширюється уздовж напряму розтягування. Цей факт відмічають автори [147].

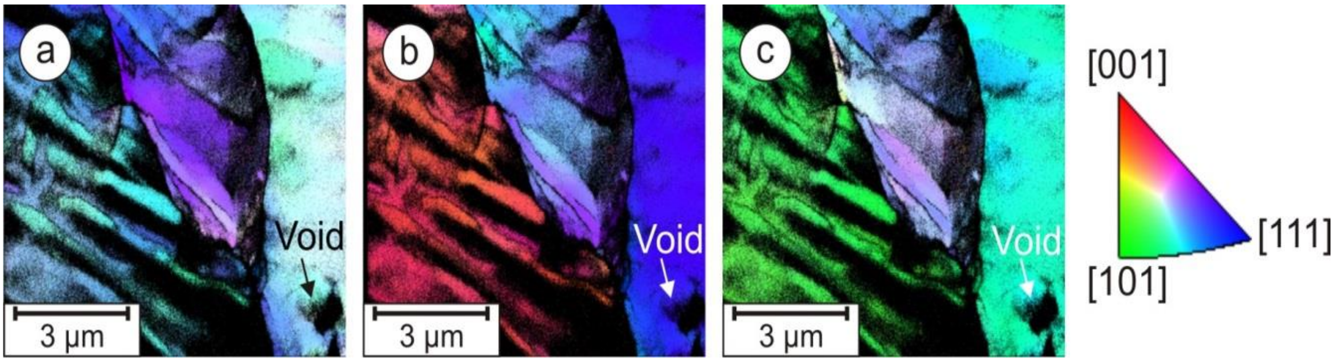

Рис. 4.8. Мікроструктури зерен фериту після деформації розтягування для трьох напрямів a - НН, b - НП, з - ПН.

4.3. Анізотропія мікрпошкоджень в листах двофазної сталі при деформації розтягу

У розділі 3 вивчали зв'язок між характеристиками пошкодженості і властивостями пружності в листах двофазної сталі DP600. Отримано, що між процесами зародження і розвитку мікропошкоджень в сталі і змінами модуля Юнга існує певний зв'язок. На це зв'язок вказував [56] на основі даний зміни модуля Юнга на основі аналізу кривих «напруга-деформація». Проте слід мати на увазі, що в появу пошкоджень можливо безпосередньо в процесі проведення вимірів на випробувальній машині. Тому нахил лінійної частини кривою «напруга-деформація» при збільшенні навантаження і при її зменшенні буде завжди неоднакова. Ми провели виміри Е при збільшенні навантаження і при зменшенні для зразків після відпалу і деформацій 3, 6, 10%. Дефект модуля склав величину близько 25-30%. Виміри динамічним методом дає «дефект модуля2 в межах 3-5% для вказаних деформацій.

Такі дані узгоджуються з результатами безпосередніх вимірів пошкоджень електронномікроскопічних методів.

Модуль Юнга відноситься до властивостей четвертої тензорної розмірності. Слід чекати, що анізотропія пошкоджень також повинна піддаватися тензорному опису.

Використовуючи ІХТ, отримані з результатів виміру модулів Юнга в НП, ПН і НП+450, анізотропію коефіцієнта пошкодження D (φ) в площині листів досліджуваної сталі після деформації розтягуванням до 3, 6 і 10% стану, що відносно відпалює, апроксимували за допомогою рядів Фур'є, що містять, окрім вільного членаA$_0$, або тільки другу A_2cos2φ гармоніку, або другу і четверту (A_4 cos4φ) гармоніки (рис.4.9).

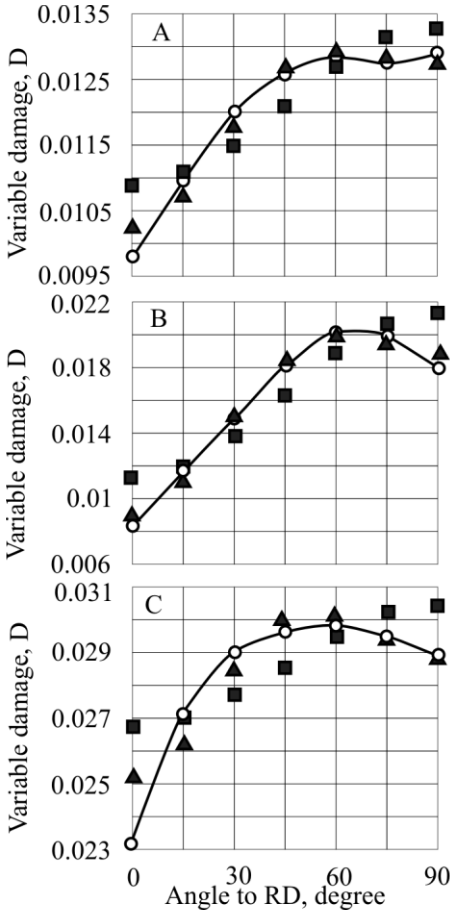

Рис. 4.9. Анізотропія коефіцієнта пошкодження листів, що відпалюють, сталі DP600 після додаткової деформації розтягуванням до A- 3, B- 6 і C-10%. ■ - значення коефіцієнтів пошкодження при апроксимації анізотропії рядом Фур'є, що містить окрім вільного члена другу гармоніку і ▲ - вільний член, другу і четвертую гармоніки.

Зі збільшенням деформації характер анізотропії D (φ) змінюється, проте, мінімальне значення цієї характеристики до і після додаткових деформацій залишається в НП. Максимум після деформації 3% співпадає з ПН, а після деформації 6 і 10% зміщується до напрямів НП+45÷600. Це пов'язано, мабуть, зі змінами текстури, відповідальної за анізотропію властивостей модуля Юнга.

Порівняння з експериментальними кривими анізотропії пошкодження (на рис 4.8. експериментальні криві позначені точками ○) показує, що щонайближче до експерименту лягають точки ▲, відповідні апроксимації анізотропії *D(φ)* за допомогою рядів Фур'є виду: $E(\varphi) = A_0 + A_2 cos 2\varphi + A_2 cos 4\varphi$. Ряд виду $E(\varphi) = A_0 + A_2 cos 2\varphi$ апроксимують анізотропію *D(φ)* дещо гірше, а введення шостої

гармоніки різко погіршують результат.

Отже, по аналогії з пружними властивостями, анізотропію пошкодженості листових полікристалів з α- структурою можна з достатньою надійністю описувати за допомогою тензорів четвертого рангу.

Висновки до розділу 4

1. листи двофазної сталі DP600 (0.10%С, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007%P, 0.008%s, 0,009%n, 0.02-0,06% Al, 1% Cr - Mo - Ni), Що відпалюють при 2500С, мають текстуру, яка описується набором орієнтувань текстур відпалу ОЦК металів і рядом квазіізотропних орієнтувань. Деформація розтягуванням сприяє розвитку орієнтувань текстур ковзання і орієнтувань, пов'язаних з можливими процесами двійникування.

2. Зміни пружних модулів в результаті відпалу і деформації розтягуванням відбивають текстурні і структурні зміни в полікристалі α-заліза. Ідеальні орієнтування (ИО), що виникають або розвиваються в текстурі листів призводять або до зменшення, або до збільшення пружних модулів. "Дефект модуля пружності", спостережуваний при пружній і пластичній деформації відносно бездефектного стану полікристала відбиває рівень пошкодженості його структури.

3. Пошкодженості у вигляді пір і мікротріщин спостерігали в двофазній сталі DP600 після відпалу і подальшої деформації розтягуванням в зернах мартенсіту, фериту, на стиках по-різному орієнтованих зерен фериту. Найбільша кількість пошкоджень спостерігається в зернах твердого мартенситу.

4. Видимій появі мікро- і нанотріщин і пор у мартенситі передує його пластична деформація, а потім зародження мікропошкоджень в самих зернах мартенситу і на межах розділу зерен мартенситу і фериту.

5. Мікропошкоджень у м'якому фериті зароджуються на стиках зерен різної орієнтації.

6.Анізотропія коефіцієнта пошкодження *D(φ)* (*φ* - кут між напрямом плющення м напрямом виміру) листових полікристалів з α-структурою з достатнім наближенням апробується рядами Фур'є, що містять окрім вільного члена, другу і четвертую гармоніки і, отже, може представлятися за допомогою тензорів четвертого рангу.

ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ

1. Ідеальні орієнтування (ІО) плоских текстур α-заліза мають характерну для них анізотропією пружних властивостей і середніми значеннями пружних модулів, які варіюються в межах 20% в залежності від кристалографічної площини ІО і орієнтації її переважного напрямку. Анізотропія пружності плоских текстур визначається спільним внеском анізотропії присутніх в текстурі ІО і їх середніми модулями. Зміни анізотропії модуля Юнга однофазних листів (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40% Si, ~ 0.025% S і P, інше Fe) з структурою після рекристалізаційного відпалу з орієнтування {112} <110>, {100} <011 > орієнтування, близькими до {111} <112>: {11 8 7} <135>, {554} <225> узгоджуються з даними аналізу анізотропії суми цих орієнтувань, отриманих на основі рентгенівського текстурного аналізу.

2. На кривих залежності анізотропії модуля Юнга (E) від температури відпалу в листах двухфазної сталі DP600 (0.1% C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.07% P, 0.008% S, 0.009% N, 0.02-0.06% Al, 1.0% Cu + Cr + Ni) виділяються три стадії: монотонний зростання, стабільні значення до температур ~ 300^0C, і зміни E для різний напрямків в листах при температурах відпалу вище 300^0C. Перший і другий етапи відповідають збиральної рекристалізації, третій - початковій стадії вторинної рекристалізації. Найменший рівень пошкодження листів досліджуваної сталі відповідає відпалу при температурах 225-275^0C. Відпал при t ~ 220^0 призводить до появи майданчиків плинності на кривих для всіх трьох напрямків. Підвищується пластичність, знижуються характеристики міцності. Анізотропії межі текучості збільшується від 2,1 до 4,9%, межі міцності (від 1,5 до 3,1), пластичності (від 3,7 до 6,1%), модуля Юнга (від 3,1 до 4, 0%).

3. В результаті прямої прокатки в листах сталі формується типова текстура прокатки ОЦК - металів з орієнтування {001} <110>, {112} <110>, {111} <112> і орієнтування {115} <552>, {115} <110>, {221} <114>, близькими до орієнтуваннь текстури прокатки. Загальний внесок в анізотропію пружних властивостей вихідних листів вносять різко анізотропне орієнтування {112} <110>, {100}

<011>. Спільна анізотропія Е цих характеризується максимумом в ПН і мінімумом в НП +45. Розвиток ІО {115} <552>, {115} <110>, {221} <114> в результаті холодної прокатки підвищують значення модуля Юнга в ПН і в НП +45. Прямі вимірювання модуля Юнга в НП, НП +45 і ПН для недеформованих і прокатаних листів низьковуглецевої сталі знаходяться в задовільному стані з результатами розрахунку анізотропії Е з даних анізотропії ІО, отриманих з рентгенівського текстурного експерименту.

3. Анізотропія модуля Юнга (Е) відпалених листів сталі, реконструйована за результатами вимірювань Е в напрямку прокатки (НП), поперечному напрямку (ПН) і напрямку, що утворює кут 45^0 з НП з використанням інтегральних характеристики текстуру (ІХТ), характерна для рекрісталлізованних ОЦК металів. Деформація розтягуванням не змінює характеру анізотропії Е, але призводить до зменшення значень цієї характеристики для всіх напрямків в листі. Максимальні значення для наведених деформацій модуль Юнга приймає в НП ± 60^0, а мінімальні зберігаються в НП. Середні значення модуля Юнга зменшуються при збільшенні ступеня деформації розтягуванням. Найменший рівень пошкодження листів досліджуваної стали відповідає відпалу при температурах 225-275^0С.

4. Анізотропія коефіцієнта пошкодження (D) листів сталі DP600 після тривалого відпалу при температурі 220^0С і додаткової деформації розтягу 3% характеризується мінімумом в НП і максимумом в ПН. Після деформації 6 і 10% максимум D зміщується до напрямів НП + 45^0 ÷ 60, що пов'язано зі змінами текстури, відповідальної за анізотропію властивостей модуля Юнга. Криві залежності коефіцієнта пошкодження від напрямку вимірювання задовільно апроксимуються рядами Фур'є, що містять крім вільного члена ще дві парні гармоніки.

5. Після деформації розтягуванням до 3% на мікроструктурах зразків, деформованих розтягуванням пошкоджень в зернах мартенситу не спостерігається. Після подальшої деформації до 6% на деяких зернах, спостерігаються області на кордоні зерно фериту і навколишнього його мартенситу, які можуть бути характеризувати як тенденції до зародження

пошкоджень. Після деформації до 10% пошкодження стає вираженими і їх можна оцінити як пори, площа яких в перерізі листа, перпендикулярному НП і осі навантаження менше площі пошкоджень в перерізі, в якому лежить вісь навантаження і НП. Анізотропія коефіцієнта пошкодження D (φ) (φ - кут між напрямком прокатки і напрямком вимірювання) листових полікристалів з α-структурою з достатнім наближенням апроксимується рядами Фур'є, що містять крім вільного члена, другу і четверту гармоніки і, отже, може представлятися за допомогою тензорів четвертого рангу.

6. Пошкодження у вигляді пор і мікротріщин спостерігали в двофазної стали DP600 після відпалу і подальшої деформації розтягуванням в зернах мартенситу, фериту, на стиках різноорієнтованих зерен фериту. Найбільша кількість пошкоджень спостерігається в зернах твердого мартенситу. Бачимо появи мікро- і нанотріщин і пор в мартенситі передує його пластична деформація, а потім зародження мікропошкодження в самих зернах мартенситу і на краях. розподілу зерен мартенситу і фериту.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Алымов М.И. Физическое материаловедение. Т. 5. Материалы с заданными свойствами . Москва. МИФИ. 2008. 672 с.

2. Хонинкомб Р. Пластическая деформация металлов. Москва. Мир.1972. 408 с.

3. Колачев Б.А. Физические основы разрушения титановых сплавов. М.: Металлургия, 1983. − 180 с.

4. Сильникова Е.Ф. Сопротивление деформации текстурованного металла .Ленинград. политехн. институт. 1981. №378. с. 36-42.

5. Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов: сб. ст.отв. ред. Б. К. Соколов. М.: Наука, 1969. 195 с.

6. Green J.A., Latanision R.M. Factofs controlling the cornosion behavior of titanium and titanium-nicel alloys solid solutions . J.A. Green, R.M. Latanision . Corrosion (USA), 1973. №10. p. 386-392.

7. Harlotte J.E. Anisotropie irradiation creep of zircalloy-2 . Phil. Mag. 1978.№1. p.49-60.

8.Вассерман Г.Текстуры металлических. Москва. Металлургия, 1969. −655с.

9. Бабарэко А.А. Развитие текстуры в металлах и сплавах при деформации и рекристаллизации .Металловедение и термическая обработка. 1967. №5. С. 5-83.

10. Вишняков Я.Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М. Наука, 1979. − 343с.

11. Веек P.A. Notes on the Theory of Annealing Textures .ActaMet. 1953. №2. P.230-233.

12. Dillamore I.L Recrystallization Textures in Bec Metals . Trans.Met.Soc.AIME. 1965. №4. P.702-707.

13. Dillamore I.L Preferred Orientations in Rolled and Annealed Metals . Met. Rev.1965. №39. P.271-279.

14. Burgers W.G. Notes on the Theory of Annealing Textures. Comments .Acta Met. 1963. №2. P.234-238.

15. Камидзе Т. Развитие текстур прокатки в a-железе .Japan Inst. Metals. 1966. №5. P.421-428.

16. Виролайнен Э.И. Исследование механизма текстурообразования ГЦК и ОЦК-металлов в процессе прокатки и отжига: автореф. канд. техн. наук: 01.04.05. Воронеж, 1977. – 24 с.

17. Титоров Д.Б. Влияние структурного состояния трансформаторной стали перед холодной прокаткой на текстуру деформации и формирование матрицы вторичной рекристаллизации .ФММ. – 1971. – Т.32.№5. С.1062-1072.

18. Уфимцева М. П. Влияние деформации на текстурообразование в кремнистом железе .Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М.:Наука, 1969. С.48-52.

19. Горелик С.С Рекристаллизация холоднокатаной трансформаторной стали.ФММ. 1968. Т.26.№1. С.129-138.

20. Таока Т. Formation of Cold-Rolled Texture and Recrystallized Texture in Single Crystals of 3% Silicon Iron .Trans. Nat. Research Inst. For Metals.1967. V.9,№4. – P.155-207.

21. Dunn C.G. Cold-rolled and Primary Recrystallization Texture in Cold-rolled Single Crystals of Silicon-iron. ActaMet.1954. V.2,№2. P.173-183.

22. Furubayashi E. An Origin of the Recrystallized Grains with Preffered Orientationsin Cold-Rolled Fe-3%Si .Trans. Iron Steel Inst. Japan.1969.V.9,№3. P.222-238.

23. Губернаторов В.В. Влияние двойников на текстуру прокатки и рекристаллизации в монокристаллах Fe-3%Si .ФММ. 1972. Т.34,№6. С.1232-1237.

24. Ху Х. Отжиг монокристаллов кремнистого железа: в кн. Возврат и рекристаллизация металлов.: пер.с англ. Х. Ху. – М.: Металлургия, 1966. – С.273-326.

25. Bunge H.J. Statistical Crystallography of the Polycrystal .Proc. of the 10th Int. Confon Textures of Materials. Clausthal, Germany.1993. Trans. Tech. Publication. Switzeland. 1994. P.13-30.

26. Adams B.L. Orientation Imaging Microscopy: New Possibilities for Microstructural Investigations Using Automated BKD Analysis .S.L. Wright .Proc. of the 10th Int. Confon Textures of Materials. Clausthal, Germany. 1993. Trans. Tech. Publication, Switzeland. 1994. P.31-42.

27. Schwarzer R.A. Automated Measurement of Grain Orientations and Online Determination of Complete Deformation Systems with a TEM .Advancesin X-Ray Analysis. − 1995. V.38. P.377-381.

28. Perlovich Yu. X-Ray Study of Structure Inhomogeneity in Textured Materials.Proc.of the11th Inter. Confon Textures of Materials. Xi'an, China. 1996. P.1455-1460.

29. Wcislak L. Texture Analysis with a Position Sensitive Detector. Gottingen.: Cuviller Verlag. 1996. P.215.

30. I-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), апрель 2002 г., г. Москва, МИСиС

31. II-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2004 г., г. Москва, МИСиС.

32. III-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2006 г., г. Москва, МИСиС.

33 IV-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2008 г., г. Москва, МИСиС.

34. V-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2010), 20-22 апреля 2010 г., г. Москва, НИТУ " МИСиС".

35. VI-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2012), 17-19 апреля 2012 г., г. Москва, НИТУ " МИСиС"

36. VIII-ая Евразийские конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2014. М. 22-22 апреля 2016 г. М.: МИСИС. − 2016.

37. Van Houtte P. Models for Shear Bands Formation in Rolling and Extrusion .Z. Metallkunde. 1979. B.70, №7. − p.426-432.

38. Leffers T. Why We Cannot Simulate Deformation Textures Proc. of the12th Int. Conf on Textures of Materials. Montreal, 1999. NRC Research Press. Ottawa. 1999. P.261-266.

39. Lee C.S. A Theory of Deformation Bandingin Cold Rolling .C.S. Lee, B.J. Duggan, R.E Smallman. ActaMetall. Mater.1993. V.41 P.2265-2270.

40. Большаков В.И., Еще раз о создании СНИП «Стальные конструкции» для Украины.МТОМ. 1999. №4. с.5-11.

41. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. Москва. Металлургия, 1977. 431 с.

42. Джаффи Р.И. Проблемы разработки конструкционных сплавов .Коллоквиум по материаловедению инст. Баттела: сб научн трудов, пер. с англ. М.: Металлургия, 1980. 335 с.

43. Чалмерс Б. Физическое металловедение. М.: ГНТИ. Черная и цветн. металлургия, 1963. − 455 с.

44. Agnew S.R. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B.International Journal of Plasticity. 2005. №21. p. 1161-1193.

45. Barnett M.R. Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys .Materials Science and Engineering. 2004. p. 205-211.

46.Качанов Л.М. Основы механики разрушения. -М.: Наука, 1974. - 312 с.

47.Хонинкомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.

48. Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics. Berlin: Springer Vlag,1992.210.

49. Вакуленко А.А., Качанов Л.М. Континуальная теория среды с трещинми. Изв. АН СССР. Механика твердого тела. 1971. № 4. С. 156-166.

50. Вакуленко А.А., Морозов Н.Ф., Проскура А.В . Определение скорости распространения трещин . Физико-химическая механика материалов. 1993.С. 137

51. Вакуленко А.А., Морозов Н.Ф., Проскура А.В. Расчет времени задержки разрушения .Исследования по упругости и пластичности. Механика разрушния. Теория и експеримент. 1995. № 17. С. 19-22.

52. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения материалов / Пер. . К.: Наукова думка, 1978. - 352 с.

53. Макаров П.В. Микродинамическая теория пластичности и разрушения структурно-неоднородных сред .Изв. вузов. Физика. 1992. Т. 35. № 4. С. 42-58.

54.Новожилов В.В. О перспективах феноменологического подхода к проблеме разрушения . Механика деформируемых тел и конструкций. Машиностроение, 1975. С. 349-359.

55.Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. М.: Наука, 1974.-416 с.

56. Плювинаж Г. Механика упругопластического разрушения . Москва. Мир,1993.450 с.

57. Бетехтин В.И., Владимиров В.И., Петров А.И. и др. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1. Деформация и

развитие микротрещин .Проблемы прочности. 1979. Т. 7. С. 38-45.

58. Болотин В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций- М.: Машиностроение, 1984. - 312 с.

59.Кэтор Л., Нюлас П. Исследование закономерностей пластической деформации при испытании на растяжение .Изв. *AR* СССР. Металлы. 1969. № 1. С. 184-187.

60.Купер Г.А. Микромеханические аспекты разрушения / Композиционные материалы. М.: Мир, 1978. С. 441-475.

61. Болотин В.В. Статистическая теория накопления повреждений в композиционных материалах и масштабный эффект надежности. Механика полимеров .1976. № 2. С. 247-255.

62. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. - М.: Металлургия,1984. -280 с.

63.Krajcinovic D. Damage Mechanics. Amsterdam: Elsevier Sciens.,1996. 762 p.

64. Панин В. Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. - Новосибирск: Наука, 1985. - 229 с.

65. Панин В. Е. Физическая мезомеханика материалов // Механика твердого тела. 1999. № 5. С. 88-130.

67. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. - М.:Энергоатомиздат, 1990. - 376 с.

68. В.С. Иванова.Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов . Москва. Наука,1965. - 180 с.

69.Владимиров В.И., Орлов А.Н. Усталость и вязкость разрушения металлов .М. Наука, 1974.-263 с.

70. Журков С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел . Вестник АН СССР. - 1968. - № 3. - С, 46-52.

71. Хульт, Я. Поврежденность и распространение трещин. Механика деформируемых твердых тел. Направления развития .Москва, 1983. С. 230–243.

72.Качанов, Л.М. Время разрушения в условиях ползучести. Проблемы механики сплошной среды. М., 1961. С.186–201.

73. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения. М., 1974. – 311 с.

74. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. Москва.1966. 250 с.

75. Работнов, Ю.Н. О разрушении твердых тел .Проблемы механики твердого деформируемого тела. Л., 1970. С. 353–357.

76. Биргер, И.А. Детерминирование и статистические модели суммирования повреждений .Проблемы прочности. 1978. № 11. С. 3–11.

77. Болотин, В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций . Москва. 1984. –312 с.

78. Когаев, В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени .М., 1974. – 232 с.

79.Коллинз, Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. М.,1984. – 624 с.

80. Степнов, М.Н. Усталость легких конструкционных сплавов. М.1973. 317 с.

81. Трощенко, В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении . – Киев, 1981. – 343 с.

82. Griffith, A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Phil. Trans. Roy. Soc. of London. A 221. 1921. P.163–197.

83. Сосновский Л., Щербаков С. Концепции поврежденности материалов . Висник ТНТУ. 2011. Спец. вып. Ч. 1. С. 14—23.

84. Волегов П.С., Грибов Д.С., Трусов П.В. Поврежденность и разрушение: обзор экспериментальных работ // Физ. мезомех. - 2015. -Т. 18. - № 3. - С. 11-24.

85. Kruch S., Chaboche J.-L. Multi-scale analysis in elasto-viscoplasticity coupled with damage . Int. J. Plasticity. 2011. V. 27. P. 2026— 2039.

86 . Lemaitre J.,Chaboche J.L. Mechanics of solid materials. University.Press. 1990.-230 p.

87.Э.ресурс:http://www.salzgitter-flachstahl.de/en/products/hot-rolled products /steel-grades/dual-phase-steels.html.

88. Yamazaki K., Mizuyama Y., Oka M., Tsuchiya H. and Yasuda H. Recent advance in ultrahigh-strength sheet steels for automotives. *Nippon Steel Technical Report*, 1995, 64, 37-44.

89. Hasegawa K., Kawamura K., Urabe T. and Hosoya Y. Effects of microstructure on stretch-flangeformability of 980MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. *ISIJ Int.*, 2004, 44, 603-09.

90. Koo J. Y. and Thomas G. In *Formable HSLA and Dual Phase Steels.* (ed. Davenport A. T.) TMS-AIME,Warrendale, PA. 1977. 25-39.

91. He X. J., Terao N. and Berghezan A. Influence of martensite morphology and its distribution on mechanicalproperties and fracture mechanisms of Fe-Mn-C dual phase steels. *Mater. Sci.*, 1984, 18, 367-73.

92. Shen H. P., Lei T. C. and Liu J. Z. Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual-phase.*Mater. Sci. Tech.* 1986. 2. 28-33.

93. Han S. K. and Margolin H. Void formation, void growth and tensile fracture of plain carbon steel and adual-phase steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 1989, A112, 133-41.

94. Gladman T., Holmes B. and Mclvor I. D. In *Effect of Second-Phase particles on Mechanical Properties of Steel.*ISI Publication, Londaon, 1971, 68.

95. Mazinani M. and Poole W. J. Effect of martensite plasticity on the deformation behaviour of a low-carbondual phase steel. *Metall. Mater. Trans. A.* 2007.38A. 328-pp.

96. Kang J., Ososkov Y., Embury J. D. and Wilkinson D. S. Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels. *Scripta Mater.,* 2007, 56, 999-1002.

97. Tasan C. C., Hoefnagels J. P. M. and Geers M. G. D. Experimental analysis of strain path development ductile damage mechanics and forming limit. *Mechanics and Mater.,* 2009. 41. 1264-1276.

98. Kelestemur O., Kelestemur M. H. and Yildiz S. Improvement of Mechanical Properties of Reinforcing Steel Used in the Reinforced Concrete Structures. *J. Iron Steel Res. Inter.,* 2009. 16. 55-63.

99. Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S. and Yates J. R. Local plastic strain evolution in a high strength dualphasesteel. *Mater. Sci. Eng.,* A 2010. 527A. 5026-32.

100. Gerbase J., Embury J. D. and Hobbs R. M. In *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, (eds. Kot R. A.and Morris J.W.) TMS-AIME, New York. 1979.118–144.

101. Speich G. R. and Miller R. L. In *Structure and Properties of Dual-phase Steels*, (eds. Kot R.A., MorrisJ.W.) TMS-AIME, New York, NY, 1979, 145-182.

102. Szewczyk A. F. and Gurland J. A study of the deformation and fracture of a dual-phase steel. *Metall. Trans.A*,1982. 13A. 1821-26.

103. Hasegawa K., Kawamura K., Urabe T. and Hosoya Y. Effects of microstructure on stretch-flangeformability of 980MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. *ISIJ Int.,* 2004.44. 603-09.

104.Poruks P., Yakubtsov I. and Boyd J. D. Martensite-ferrite interface strength in a low-carbon bainitic steel.*Scripta Mater.,* 2006, 54, 41-45.

105. Maire E., Bouaziz O., Michiel M. D. and Verdu C. Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray microtomography. *Acta Metall.*2008. 56.4954-64.

106. Avramovic-Cingara G., Saleh C. H. A. R., Jain M. K. and Wilkinson DS. Void nucleation and growth in dual-phase steel 600 during uniaxial tensile testing. *Metal Mater. Trans. A*, 2010, 40A, 3117- 27.

107. Avramovic-Cingara G., Ososkov Y., Jain M. K. and Wilkinson D. S. Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels. *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. A516, 7-16.

108. Toji Y., Takagi S., Yoshino K., Hasegawa K. and Tanaka Y. Evaluation of hydrogen embrittlement for highstrength steels. *Tetsu-to-Hagane*, 2009, 95, 81.

109.Tomota Y., Yoshino H. and Kuroki K. Effect of ductility of the second phase on ductile fracture. *Scripta Metall.*,1977,11, 853-56.

110.Steinbergunner D. L., Matlock D. K. and Krauss G. Void formation during tensile testing of dual phase steels. *Metal. Trans. A*, 1988;19A:579-89.

111. Sarwar M., Manzoor T., Ahamd E. and Hussain N. The role of connectivity of martensite on the tensile properties of a low alloy steel. *Material and design*, 2007, 28, 1928-33.

112.Sun S. and Pugh M . Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Mater. Sci. Eng. A*, A335 (2002) 298-308.

113. Erdogan E. The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steel. *J. Mater. Sci.*,2002, 37, 3623-30.

114. Ahmad E., Manzoor T. and Hussain N. Thermomechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual-phase steel. *Mater. Sci. Eng.* 2009.A.508, 259-65.

115. Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D. and Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging . *Acta Metall.* 2011.59. 658-70.

116.Ray R. K. Tensile fracture of a dual-phase steel. Scripta Metall.1984.18. 109.

117. Shen H. P., Lei T. C. and Liu J. Z. Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual-phase. *Mater. Sci. Tech.* 1986 .2. 28-33.

118. Su Y. L. and Gurland J. Strain partition, uniform elongation and fracture strain in dual-phase steels. *Mater.Sci.Eng.*1987. 95. 151-65.

119. Tasan C. C., Hoefnagels J. P. M. and Geers M. G. D. Microstructural banding effects clarified through microscopic digital image correlation. *Scripta Metall.* 2010. 62. 835-38.

120. Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S. and Yates J. R. Local plastic strain evolution in a high strength dualphase steel. *Mater. Sci. Eng.,* A 2010, 527A. 5026-32.

121. Hayashi K., Miyata K. and Katsuki F. Deformation behaviour in high-strength dualphase steel sheets during bending test. *Tetsu-to-Hagane*, 2012.vol.98. No. 6, pp. 82-88

122. Lian J., Jiang Z. and Liu J. Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel. *Mater. Sci. Eng. A.* 1991, A147, 55-65.

123. Morooka, S., Umezawa, O., Harjo, S., Hasegawa, K. and Toji , Y. Quantitative analysis of tensile deformation behaviour by in-situ neutron diffraction for ferrite-martensite type dual-phase steel. *Tetsu-to-Hagane.* Vol. 2012, vol. 98, pp.311-319.

124. Jiang Z., Guan Z. and Lian J. Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dualphase steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 1995. 190, 55-64.

125. Kelestemur O., Kelestemur M. H. and Yildiz S. Improvement of Mechanical Properties of Reinforcing Steel Used in the Reinforced Concrete Structures. *J. Iron Steel Res. Inter.* 2009. 16. 55-63.

126.Kadkhodapour J., Butz A., Rad S. Z. and Schmauder S. Experimental and numerical study on geometrically necessary dislocations and non-homogeneous mechanical properties of the ferrite phase in dual phase steels. *Int. J. Plast.,* 2011, 59, 275-288.

127. Хульт Я. Поврежденность и распространение трещин. Механика деформируемых твердых тел. Направления развития. / Я. Хульт; пер. с англ./. – М.:, 1983. – С. 230–243.

128 . Сосновский Л. Концепции поврежденности материалов. Вісник ТНТУ. 2011. Спец випуск частина 1. С.14-23. (механіка та матеріалознавство).

129. Биргер, И.А. Детерминирование и статистические модели суммирования повреждений .Проблемы прочности. 1978. № 11. С. 3–11.

130. Качанов Л.М. Время разрушения в условиях ползучести .Проблемы механики сплошной среды. М. 1961. С.186–201.

131. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.Наука, 1974. 312 с.

132. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М. 1966. 250 с.

133. Работнов, Ю.Н. О разрушении твердых тел .Проблемы механики твердого деформируемого тела. Л., 1970. С. 353–357.

134. Болотин, В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций / В.В. Болотин. М., 1984. 312 с.

135. Когаев, В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени .М. 1974. 232 с.

136. Коллинз, Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание.М.1984. 624 с.

137.Степнов М .Н .Усталость легких конструкционных сплавов. Москва. 1973. 317 с.

138. Трощенко, В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении .В.Т. Трощенко. Киев, 1981. 343 с.

139. Griffith A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids . Phil. Trans. Roy. Soc. of London. A 221. 1921. P.163–197.

140. Zervos A., Papanastasiou P., Vardoulakis I. Modelling of localization and scale effect in thick-walled cylinders with gradient elastoplas-ticity .Int. J. Solids Struct. 2001. V. 38. P. 5081-5095. и макрофеноменологических подходах

141. Bergheau J.-M., Leblond J.-B., Perrin G. A new numerical implementation of a second-gradient model for plastic porous solids, with an application to the simulation of ductile rupture tests .Comput. Method. Appl. Mech. Eng. 2014. V. 268. P. 1051. http://dx.doi.org/ 10.1016j.cma.2013.09.006.

142. Gologanu M., Leblond J.B., Perrin G., Devaux J. Recent Extensions of Gurson's Model for Porous Ductile Metals . Continuum Microme-chanics: CISM Courses and Lectures . Ed. by P. Suquet. - 1997. -V. 377. - P. 61-130.

143. КачановЛ.М. Основы механики разрушения. М.: Наука, 1974. 312 с.

144. Работное Ю.Н. Введение в механику разрушения. М.Наука. 1987. 388 с.

145. Lemaitre J**. A** Course on Damage Mechanics /J.Lemaitre.–Berlin: Springer–Verlag, 1992.–210 p.

146. Shen H. P., Lei T. C. and Liu J. Z. Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual-phase.*Mater. Sci. Tech.,* 1986, 2, 28-33

147. Roberts W. Lehtinen B. and Easterling K. E. An in - situ SEM study of void development around inclusions in steel during plastic deformation. Acta Metall., 1976, 24, 745-58

148.Roberts W. Lehtinen B. and Easterling K. E. An in - situ SEM study of void development around inclusions in steel during plastic deformation. Acta Metall., 1976, 24, 745-58

149. Jia N., Cong Z. H., Sun X., Cheng S., Nie Z. H., Ren, Liaw R. K. and Wang Y. D. An in-situ high-energy X-ray diffraction study of micromechanical behaviour of multiple phases in advanced high-strength steels. *Acta Mater.*, 2009, 57, 3965-3977

150. Morooka, S., Umezawa, O., Harjo, S., Hasegawa, K. and Toji , Y. Quantitative analysis of tensile deformation behaviour by in-situ neutron diffraction for ferrite-martensite type dual-phase steel. *Tetsu-to-Hagane,* Vol. 2012, vol. 98, pp.311-319.

151. Lian J., Jiang Z. and Liu J. Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel.*Mater. Sci. Eng. A,* 1991, A147, 55-65.].

152. Su Y. L. and Gurland J. Strain partition, uniform elongation and fracture strain in dual-phase steels. *Mater.Sci.Eng.,*1987, 6595, 151

153. Tasan C. C., Hoefnagels J. P. M. and Geers M. G. D. Microstructural banding effects clarified through microscopic digital image correlation. *Scripta Metall.,* 2010, 62, 835-38

154. Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S. and Yates J. R. Local plastic strain evolution in a high strength dua lphase steel. *Mater. Sci. Eng.,* A 2010, 527A, 5026-32.

ДОДАТКИ

Додаток 1

Список публікацій здобувача за темою дисертації та відомості про апробацію результатів дисертації

В яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Dmitry Dyachok The effect of texture in modeling deformation processes of bcc steel Sheets / Gerstein Gregory, Bruchanov Arkadii A, Dyachok. Dmitry, Florian Nurnberger // Materials Letters. – 164 (2016). – pp. 356–359.

2. Дячок Д. А. Влияние дорекристаллизационного отжига на текстуру и анизотропию свойств листов двухфазной низкоуглеродистой стали / Н. А. Волчок, Н. П. Праведна, Д. А. Дячок // Educatio. – 2015 (9). – С.45-49.

3. Dyachok D. A. Effect of deformation texture on the anisotropy of elasticity and damage of two-phase steel sheets, A. A. Bryukhanov, G. Gerstein, D. A. Dyachok // Phys. Metals Metallogr. – 2016. – Vol. 117, pp. 742-747.

3(a). Дячок Д. А. Влияние деформации растяжением на анизотропию поврежденности листов двухфазной стали DP600 / Г. Гринштейн, А. А. Брюханов, Д. А. Дячок, Ф. Нюрнбергер // Физика металлов и металловедения. – 2016 (7). – С. 742-748.

4. Дячок Д. А. Анизотропия упругих свойств идеальных ориентировок плоских текстур α–железа / Д. А. Дячок // «Восточно-Европейский журнал передовых технологий». – 2016 (6). – С. 65-74.

5. Дячок Д. А. К вопросу об оптимальных размерах плоских образцов для измерения упругих модулей резонансным методом / Д. А. Дячок, В. В. Лукашин, Н. А. Волчок, В. Э. Горбачев, С. Н. Поляков // Наукові праці ОНАЗ ім. О. С. Попова – 2017. № 2. – С. 51-60.

6. Дячок Д. А. Текстура и механические свойства листов ферритной стали при различных режимах увеличения растягивающей нагрузки / А. А. Брюханов, Г. Герштейн, Д. А. Дячок, Н. А. Волчок, Ф. Нюренбергер // Сб. трудов 8

Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10, 20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

7. Дячок Д. А. Влияние деформации растяжением на анизотропию поврежденности листов двухфазной стали DP600/ А.А. Брюханов, Г. Герштейн, Д. А. Дячок, Ф. Нюрнбергер // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10, 20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

8. Дячок Д. А. Упругие свойства идеальных ориентировок плоских текстур α–железа / А.А. Брюханова, Н. А. Волчок, Д. А. Дячок // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.

9.Дячок Д. А. Особенности текстурообразования в листах низкоуглеродистой стали при ассимеричной прокатке / А. А. Брюханов, А. Ю. Гридин, А. Андреев, Мирко Шапер, Д. А. Дячок // Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2016. – М.: МИСиС.