

**Ю.С. ПРОЙДАК, В.З. КУЦОВА, М.А. КОВЗЕЛЬ, Т.В. КОТОВА,
Г.П. СТЕЦЕНКО**

ТОНКОЛИСТОВА СТАЛЬ

**Дніпро
2018**

УДК 620.175:669.15-194.2:621.983.5

Тонколистова сталь: Монографія / Ю. С. Пройдак, В. З. Куцова, М. А. Ковзель, Т. В. Котова, Г. П. Стеценко / Дніпро: НМетАУ, 2018. – 311 с.

ISBN

У монографії наведено відомості про структуру, властивості та методи дослідження низько- та ультранизьковуглецевих тонколистових сталей для автомобільної промисловості. Проведено аналіз досліджень впливу комбінованої пластичної деформації на формування структури, текстури та властивостей тонколистових сталей. Розглянуто способи отримання дрібнозернистої структури гарячекатаних низько- та ультранизьковуглецевих тонколистових сталей.

Монографія може бути корисна для наукових працівників, викладачів, аспірантів та студентів технічних вищих закладів освіти.

Іл. 120. Табл. 15. Бібліогр.: 289 найм.

Рекомендовано до друку:

Вченою радою Національної металургійної академії України

(протокол № 8 від 26.06.2018 р.)

Рецензенти: **Большаков В. І.**, ректор Придніпровської державної академії будівництва та архітектури, доктор технічних наук, професор, заслужений діяч науки і техніки України, лауреат Державної премії України.

Санін А. Ф., доктор технічних наук, професор, завідувач кафедрою технології виробництва літальних апаратів Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара.

Бабаченко О.І., директор Інституту чорної металургії імені З.І. Некрасова Національної академії наук України, доктор технічних наук, старший науковий співробітник.

© Пройдак Ю.С., Куцова В.З., Ковзель М.А.,

Котова Т.В., Стеценко Г.П. 2018

ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
1 СТРУКТУРА, ВЛАСТИВОСТІ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ ТОНКОЛИСТОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АВТОМОБІЛЬНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ.....	6
2 СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОЇ СТАЛІ.....	33
3 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І РОЗПОДІЛ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ПЕРЕРІЗУ ЛИСТА ІЗ СТАЛІ 08ПС	75
4 ВПЛИВ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ І ТЕКСТУРОУТВОРЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПО ПЕРЕРІЗУ ЛИСТА СТАЛІ 08ПС	114
5 ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНИХ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 08ПС	125
6 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ПРОЦЕСИ ТЕКСТУРОУТВОРЕННЯ В УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ	135
7 ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ.....	176
8 ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ І ТЕКСТУРИ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ.....	212
9 ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК МІЦНОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ ГАРЯЧЕКАТАНИХ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ПОДАЛЬШОЮ ХОЛОДНОЮ ДЕФОРМАЦІЄЮ МЕТОДАМИ ОСАДЖЕННЯ ТА КГТ	235
10 СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ДРІБНОЗЕРНИСТОЇ СТРУКТУРИ ГАРЯЧЕКАТАНИХ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ.....	273
ЛІТЕРАТУРА	278

ВСТУП

Тонкий лист з низьковуглецевих сталей широко використовується в машино-, ракето- та автомобілебудуванні при виготовленні холодною штамповкою деталей кузова автомобіля, а також деталей промислових та побутових виробів, складна геометрична форма яких визначає жорсткі технологічні умови до фізико-механічних властивостей вихідних матеріалів, що зумовлюють необхідну пластичність. Прогрес світового автомобілебудування ставить перед виробниками автолистової сталі завдання зменшити масу автомобіля, знизити витрати на його виробництво та підвищити ступінь безпеки при експлуатації транспортного засобу. Найбільш придатними для вказаних цілей є низьколеговані сталі з традиційними механізмами зміцнення, а також перспективні IF-сталі (Interstitial free steel). Отримання об'ємних заготовок з нано- або ультрадрібнозернистою (НС, УДЗ) структурою з різних металів і сплавів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) є одним із напрямів, що найбільш активно розвивається в галузі наноматеріалів. Серед методів ІПД широко використовуються кручення під гідростатичним тиском (КГТ) та рівноканальне кутове пресування (РККП).

Створення УДЗ матеріалів з новим рівнем властивостей, при використанні ІПД, неможливе без знання закономірностей зміни структури від режимів обробки. Тому все більшої актуальності набувають дослідження, які спрямовані на створення якісно нових сталей для автомобільного листа та технологій їх виробництва. Такі розробки можуть бути здійснені тільки на базі глибоких фундаментальних і детальних прикладних досліджень процесів та явищ, що мають місце при виробництві та подальшій експлуатації матеріалу. Однак, збільшення міцності металевих матеріалів зазвичай приводить до зниження їх пластичності. Досягнення високої міцності та пластичності, що необхідні для створення нових перспективних конструкційних і функціональних матеріалів, є однією з фундаментальних проблем матеріалознавства.

Дослідженню закономірностей структуроутворення, формуванню тонкої структури, особливостям протікання процесів рекристалізації при гарячій

деформації присвячені роботи відомих вчених: Гореліка С.С., Тарана Ю.М., Большакова В.І., Погребного Е.Н., Губенко С.І., Сухомлина Г.Д., Мазура В.І., Парусова В.В., Бельченка Г.І. та ін.

У роботах В. В. Рибіна, В. І. Трефілова, К. Д. Потьомкіна, Ю. В. Мільмана, С. О. Фірстова, В. Ф. Моїсеєва описано вплив дисперсності структури на комплекс властивостей сталей. З огляду на те, що ефективним способом зміцнення є холодна пластична деформація, у роботах Р. З. Валієва, В. М. Сегала, С. В. Добаткіна, Ю. Я. Мєшкова, М. Л. Бернштейна, А. А. Баранова, Т. G. Langdona наведено аналіз структурних змін металу від умов деформування, але інформації про вплив на структуро- та текстуроутворення низько- та ультранизьковуглецевих сталей недостатньо.

У зв'язку з цим дослідження, які присвячені встановленню закономірностей впливу деформаційних режимів на структуро-, текстуроутворення, фазовий склад, фізико-механічні властивості тонколистового прокату з низьковуглецевих (НВС) і ультранизьковуглецевих (УНВС) сталей, є актуальними задачами сучасного матеріалознавства.

1 СТРУКТУРА, ВЛАСТИВОСТІ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ ТОНКОЛИСТОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АВТОМОБІЛЬНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Світова автомобілебудівна промисловість динамічно розвивається і споживає значну частину світової продукції тонкого сталевих листа. Вироби з такого листа виготовляють методами пластичної деформації (штамповкою, глибокою витяжкою) і вони можуть складати до половини маси сучасного автомобіля. Основною вимогою до листових сталей для витягування є забезпечення високого ступеню деформованості при виготовленні деталей складної форми, висока якість поверхні після деформації, що необхідно для нанесення захисного покриття. Крім того, висока пластичність корпусних деталей перешкоджає крихкому руйнуванню у випадках аварій, що також дозволяє знизити масу автомобіля.

Основною фазою низько- і ультранизьковуглецевих конструкційних сталей для холодного штампування є ферит, який в процесі технологічних операцій структурних перетворень, зазнає старіння; в результаті чого знижується пластичність та підвищується міцність. Це ускладнює або робить неможливим процес штампування регламентованими зусиллями пресів, тим більше, що виготовлення деталей кузова нерідко виконується, згідно з технологією, в дві-три операції. Процес старіння протікає мимовільно: від нестійкого, пересиченого стану фериту, до максимально рівноважного (природне старіння), або в результаті пластичної деформації (деформаційне старіння). Так, наприклад, низьковуглецева сталь при температурі 400°C може містити в твердому розчині фериту близько 0,02 % азоту, але охолоджена, після прокатки до 100°C «втрачає» з твердого розчину в «хмарі» Коттрелла весь азот. Таким чином, сталь, здатна зістаритися, та в принципі, не придатна для виготовлення деталей кузова автомобіля [1]. Для того, щоб запобігти деформаційному старінню сталі в її склад вводять карбідо- і нітридоутворюючі елементи, в першу чергу алюміній, який здатний нейтралізувати згубний вплив надмірної кількості C і N. Сталь стає нестаріючою, якій присвоєно марку – 08Ю (в разі необхідності підвищити

міцність цієї сталі, її легують фосфором, – марка сталі 08ЮП, – або іншими елементами). Її постачають на автомобільні заводи відповідно до вимог ДСТУ 9045–93 [2].

Вуглець є одним з тих елементів, який сильно змінює практично всі властивості листової сталі, особливо її здатність до формозміни. У разі вмісту в сталі вуглецю менш ніж 0,03 %, структура матриці складається з відносно великих зерен фериту, які вирости після холодної прокатки під час рекристалізаційного відпалу в ковпакових печах (рис. 1.1). Зерна фериту утворюють в процесі штампування деталі кузова поверхневий дефект – "апельсинова кірка", що знижує якість сталевих листів.

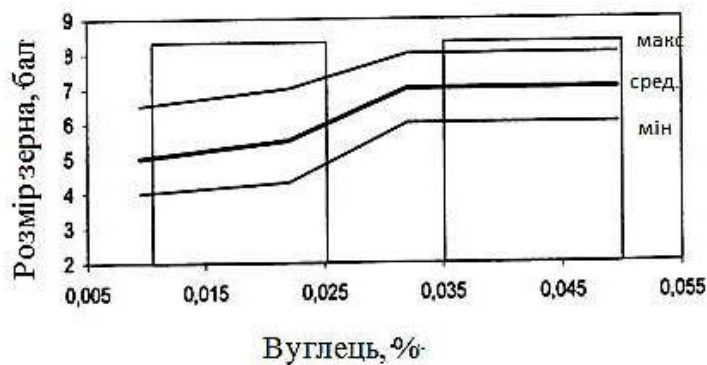


Рис. 1.1. Вплив вмісту вуглецю в сталі на розмір зерна фериту в структурі матриці [2]

Вміст кремнію в сталях типу 08Ю не повинен перевищувати 0,02 %: присутність кремнію в металі зміцнює його та окрихчує. Тому виплавку сталі із вмістом кремнію в границях 0,008-0,012 %, ведуть контролюючи процес розкислення розплаву (алюміній відновлює кремній з конверторного шлаку, який потрапив в сталерозливний ківш до кінця випуску сталі; крім того, поповнювати вміст кремнію в сталі можуть ковшеві вогнетриви).

Марганець має здатність впливати на широку гаму властивостей низьковуглецевої сталі, як безпосередньо, так і опосередковано. Перш за все, він зміцнює ферит матриці, тому для сталі 08Ю є небажаним елементом. Однак легування марганцем необхідне для зв'язування сірки в сульфіді, попереджаючи тим самим

утворення дефекту, так званої смугастої структури під час гарячої прокатки сталі. Крім того, марганець виявляє помітний вплив на кінетику старіння сталі, уповільнюючи виділення азоту з кристалічної решітки фериту.

У зв'язку зі згаданим впливом марганцю, його вводять в сталь в кількості, що перевищує в 10-15 разів вміст в сталі сірки, зазвичай в границях 0,17-0,21 %.

Фосфор, як і сірка, погіршує пластичні властивості низьковуглецевої сталі. Його вміст необхідно обмежити відповідно до вимог стандарту.

Характер і ступінь взаємозв'язку алюмінію та азоту в сталі типу 08Ю значною мірою визначають здатність низьковуглецевої сталі до глибокої і особливо глибокої витяжки, тобто до формозмін без утворення дефектів на деталях кузова автомобіля.

Алюміній вводять в сталь для видалення з розплаву кисню, яким насичується розплав за час виплавки та випуску в сталерозливний ківш. У той же час, алюміній взаємодіючи з азотом, розчиненим у фериті, утворює відповідні нітриди, які виділяються у вигляді дисперсних частинок, що стримують зростання зерен фериту під час рекристалізаційного відпалу, і несуттєво зміцнюють сталь. Сприяючи видаленню із кристалічної решітки фериту атомів впровадження азоту алюміній ще під час плавки сталі виключає можливість деформаційного старіння при деформації та термічній обробці.

Прагнення до зменшення вмісту в сталі азоту – шлях до зниження границі текучості, що сприяє формозмінам тонкого листа і, одночасно, – шлях до зменшення анізотропії структури і властивостей тонкого листа, зменшення коефіцієнту нормальної анізотропії (r), що ускладнює процес формоутворення деталей автомобіля [3]. Дозоване введення алюмінію в сталь, що містить прогнозовану або виміряну кількість азоту – шлях апробованого компромісу здатного, як і будь-який компроміс, частково сформуванати задовільну штампованість листа. Схема віртуального компромісу показана на рис. 1.2. Вміст азоту в сталі типу 08Ю, якщо холоднокатаний метал буде відпалюватись в ковпакових печах, не перевищує зазвичай 0,006-0,007 %.

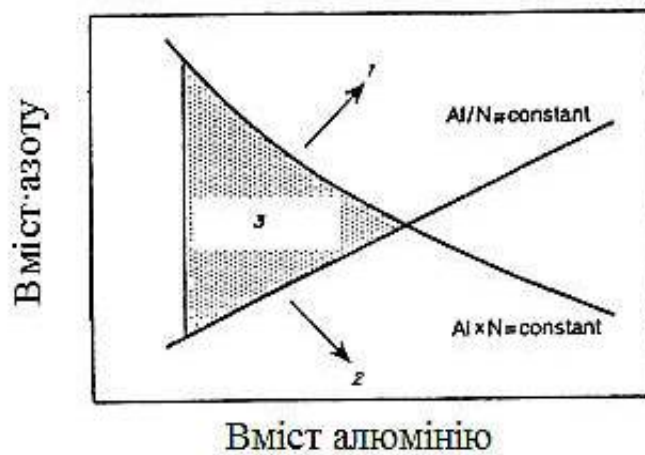


Рис. 1.2. Схематичне зображення віртуального узгодження вмісту алюмінію та азоту в сталі для особливо глибокої витяжки листа [4]: 1 – підвищення тимчасового опору і границі текучості; 2 – дрібне зерно; 3 – "робоча область"

У разі відпалу холоднокатаних смуг на безперервних лініях, сталь повинна містити менше 0,004 % азоту. У відповідності з рекомендованим вмістом в сталі азоту, кількість алюмінію, що вводиться в розплав, якщо холоднокатані смуги будуть проходити відпал в ковпакових печах, має бути в 5 разів більше азоту, а в разі застосування безперервного відпалу – в 10 разів (не менше третини алюмінію витрачається на зв'язування кисню розплаву, в результаті чого утворюються оксиди). Оптимальним вмістом розчиненого алюмінію в низьковуглецевій сталі марки 08Ю вважається, відповідно до практики виробництва, 0,03-0,04 %.

Хімічні елементи, що вносяться до розплаву шихтою (чавуном, скрапом, випадковими добавками) крім тих, що увійшли в розрахунок шихти, помітно впливають як на механічні властивості сталі типу 08Ю, так і на мікроструктуру прокату. Характер і ступінь цього впливу показаний на рис. 1.3, 1.4. При рекристалізаційному відпалі холоднокатаної низьковуглецевої сталі в ковпакових печах з властивою їм тривалою обробкою прокату, що забезпечує стан структури і рівень напружень близьким до рівноважного, можна вважати, що більшість хімічних

елементів призводить до зміцнення твердого розчину. Найсильніше це виражено для фосфору, слабкіше для марганцю, кремнію, міді і нікелю.

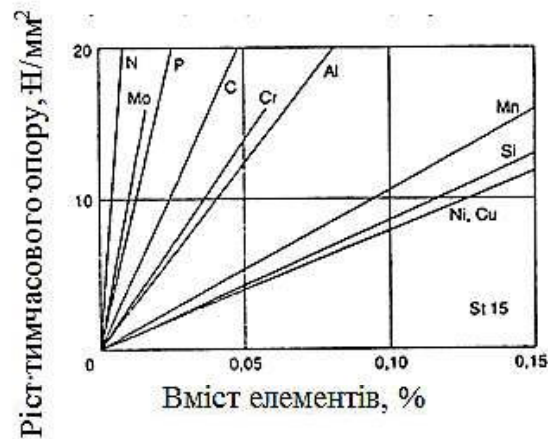


Рис. 1.3. Вплив невеликого вмісту хімічних елементів на тимчасовий опір холоднокатаної відпаленої сталі для глибокого витягування [4]

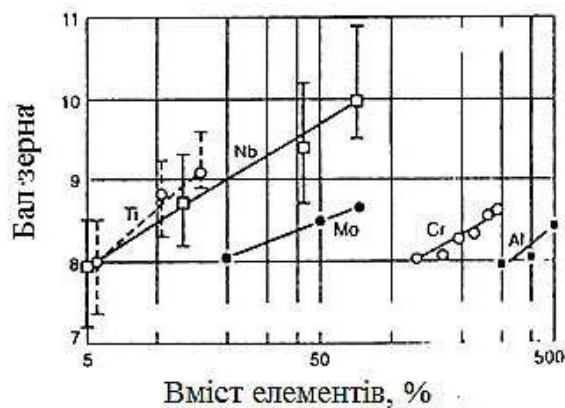


Рис. 1.4. Вплив невеликого вмісту хімічних елементів на розмір зерна фериту холоднокатаних смуг після відпалу в ковпаковій печі [4]

Не менш чітко виражений вплив елементів на величину зерна: ніобій і титан найбільш сильно подрібнюють феритне зерно, молібден і хром менш ефективно.

Розглянуті вище дані дозволяють зробити висновок, що для досягнення заданих властивостей сталі 08Ю необхідно підтримувати мінімальний вміст

елементів, зміцнюючих твердий розчин (фосфор, марганець, кремній, мідь і нікель) і контролювати вміст елементів, що впливають на розмір зерна (ніобій, титан, хром і молібден), а також ретельно узгоджувати вміст елементів, що сприяють утворенню часток карбідів, нітридів, карбонітридів [5, 6]. Таким чином, дуже низький вміст таких елементів є важливою передумовою отримання сталі типу 08Ю для виробництва тонких сталевих листів, здатних до глибокої формозміни. При цьому, сталь повинна містити мізерно малу кількість азоту і узгоджену з ним кількість алюмінію.

Однак державні стандарти не обмежують вміст в сталі 08Ю азоту, хрому, нікелю, міді, молібдену, титану, ванадію; металургійні заводи на основі багаторічного досвіду виробництва тонких сталевих листів з хорошою штампованістю встановлюють норми вмісту не стандартизованих хімічних елементів в сталі 08Ю. Так, наприклад, в низьковуглецевих автомобільних сталях вміст хрому не повинен перевищувати 0,03 %, міді і нікелю, кожного 0,06 %. Масова частка ніобію в сталі не повинна перевищувати 0,005 %, а титану 0,003 %. Молібден і ванадій допускаються в кількості не більше 0,01 % кожного.

Рівень якості низьковуглецевої нестаріючої тонколистової холоднокатаної сталі в першій половині ХХІ століття вже не задовольняє підвищені вимоги ринку на автомобільний метал. Знадобилося створення нових сталей, які б відповідали завданням нового століття, ритму його життя, високих швидкостей переміщення людей, необхідного ступеня їх безпеки, екологічної безпеки природи [7, 8].

ІФ-сталі – це сталі, які набули широкого вжитку з відносно високою міцністю і достатньою пластичністю, застосування яких дозволило зменшити масу автомобіля, витрати палива і емісію вуглекислого газу в навколишнє середовище. З року в рік удосконалюється технологічний процес їх виробництва. Пластична анізотропія холоднокатаного листа незмінно збільшується. Коефіцієнт нормальної анізотропії холоднокатаних листів для деяких марок сталі виріс до $R=2,2-2,4$ [9].

Тонкі сталеві листи, що застосовуються в автомобілебудуванні, можна розділити на три групи: традиційні сталі для холодного штампування ($\sigma_T < 210$ МПа,

$\sigma_B < 340$ МПа); високоміцні сталі ($\sigma_T > 210$ МПа, $\sigma_B > 340$ МПа); особливі сталі ($\sigma_T > 550$ МПа, $\sigma_B > 750$ МПа).

Холоднокатані і гарячекатані (травлені) автомобільні листові сталі постачаються зазвичай у відносно вузькому діапазоні товщин (0,5-4,0 мм) з відповідними показниками якості, які призначені на виготовлення конкретних деталей, вузлів, панелей автомобіля. Якість автомобільної сталі оцінюють, перш за все, по її здатності до формозміни, за рівнем міцності, ступенем поглинання енергії руйнування, за величиною модуля пружності, здатності сприймати процес з'єднання деталей лазерним променем, по надійності зчеплення своєї поверхні з лакофарбовим покриттям, за рівнем корозійної стійкості.

Склад і рівень показників якості автомобільного листа зумовлюють застосування відповідних марок сталі для внутрішніх і зовнішніх панелей кузова (IF, BH, DP, CP), для елементів пасивної безпеки (HSLA, TRIP), для виготовлення несучих вузлів і силових деталей (Mart, MnB). В Україні до теперішнього часу сталі класу IF не виготовляються, що пояснюється, перш за все, відсутністю сталеплавильного цеху, який може забезпечити відповідну систему технологій виплавки, позапічної обробки і розливання сталі. В даний час на Алчевському металургійному комбінаті виконується спорудження сучасного конвертерного цеху з двома 300-тонними конвертерами з комбінованою продувкою. У структурі конвертерного цеху передбачено ділянку десульфурзації чавуну в міксерах. Уже сьогодні сталь, виплавляється в 2-х двухванних сталеплавильних агрегатах місткістю 2х300т, рафінується на агрегаті ківш-піч і вакууматорі VD/VOD і розливається на 2-х сучасних двухструмкових слябових машинах безперервного лиття заготовок (МБЛЗ).

Вміст хімічних елементів, що визначають склад IF-сталі представлено в таблиці 1.1. Відносний обсяг мікролегуючих елементів (титану і ніобію), які вводяться в сталь в залежності від фактичного вмісту в розплаві вуглецю, азоту і сірки визначається розрахунковим шляхом:

а) для сталі, мікролегованої титаном: $Ti = (4C + 1,5S + 3,43N)$, %;

б) для сталі, мікролегованої титаном і ніобієм: $Ti = (2,4S + 3,43N)$, %; $Nb = 7,75C$ %. Допускається відхилення вмісту в сталі по титану + 0,03 %, по ніобію + 0,02 %.

Жорсткі вимоги ринку до вмісту в сталі вуглецю, азоту і сірки на ряді металургійних підприємств ще більше посилюються в прагненні підвищити якість прокату в конкурентній боротьбі: не більше 0,003-0,004 % C, 0,004 % N і 0,007 % S.

Таблиця 1.1

Хімічний склад IF-сталі, % (мас.) [9]

Вміст елементів, %									
C	S	P	Si	Cr	Ni	Cu	Mn	Al	N ₂
Не більше							0,20	0,030	0,005
0,005	0,005	0,005	0,005	0,005	0,005	0,005			

Виробництво м'яких IF-сталей успішно освоєно на металургійних підприємствах Європи, Америки та Росії. Ця сталь по своїй суті є добре дегазованим технічним чистим залізом, що має високу пластичність [10-12]. Запропонована в 70-х роках як сталь, ферит якої не містить атомів впровадження (C, B, N, H, O), пройшла тернистий шлях становлення в виробництві, перейшовши з класу м'яких в клас високоміцних сталей. Цей клас IF-сталей був розроблений в 90-х роках минулого століття. Створення його було продиктовано необхідністю звести до мінімуму ризик вм'ятин на зовнішніх панелях кузова: капота, крил, даху автомобіля, а також все більш наполегливими вимогами законодавчих організацій і ринку зменшити витрату палива за рахунок зменшення ваги кузова завдяки застосуванню тонких, але досить міцних листів.

Про характер і ступінь впливу на якість прокату хімічного складу IF-сталі можна судити за наступними даними. Вплив вуглецю на основні показники властивостей гарячеоцинкованого металу показано на рис. 1.5 [13]. Згідно кривим, зміна вмісту вуглецю в сталі, мікролегованої Ti, не робить помітного впливу на

властивості, відмічені координатами рисунків. У випадку, коли разом з Ti в мікролегуванні бере участь Nb, збільшення в сталі вмісту вуглецю помітно збільшує її міцність і зменшує пластичність, що пояснюється меншим розміром зерна фериту.

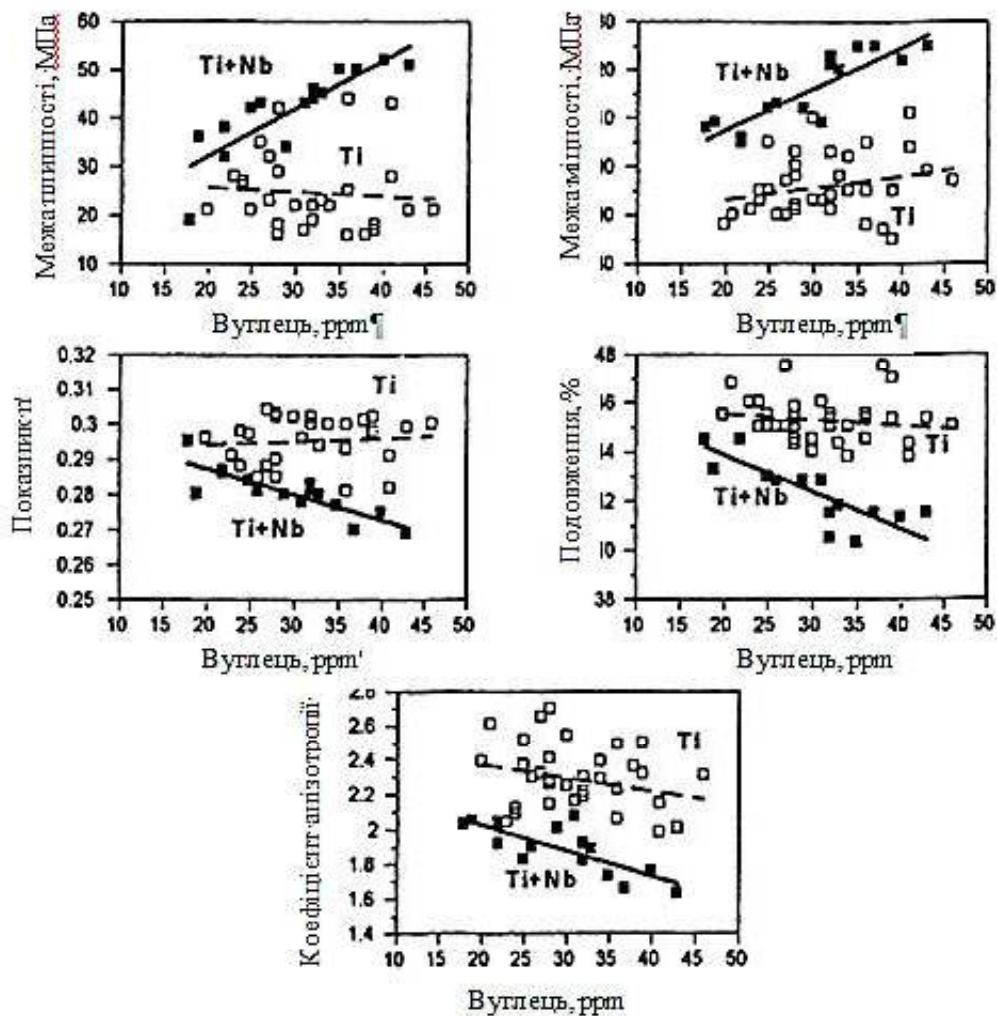


Рис. 1.5. Вплив вмісту вуглецю на властивості IF-сталі [13]

Вміст в IF-сталях сірки і азоту має бути мінімальним. Це дозволяє зменшити витрати титану на мікролегування. Етап сталеплавильного переділу виробництва IF-сталей розвивається на металургійних агрегатах киснево-конвертерного цеху. Він

формується з наступних основних технологічних процесів: підготовка чистих шихтових матеріалів (частина брухту замінюється твердим чавуном, витрата якого коливається в границях 75-85 кг/т сталі); десульфурація рідкого чавуну гранульованим магнієм, ежектуючим в заливний ківш в струмені азоту, що дозволяє зменшити вміст сірки в два-три рази, до 0,005 %; рафінування розплаву в конвертері, з метою досягти мінімального вмісту в розплаві N, S, Si, Ni, Cu, Cr, так як на подальших стадіях виробництва сталі досягнуті концентрації зберігаються (S, Ni, Cu, Cr) або збільшуються (N, Si).

Після витрачення на продувку ванни конвертера третьої частини загальної витрати кисню проводять проміжне скачування шлаку.

Це дозволяє отримувати шлаки з основністю не нижче 3,2, що забезпечує низький вміст фосфору на рівні (0,006 %) і в готовій сталі (0,008 %), а також низький вміст сірки – на рівні (0,0096 %) і в готовому розплаві (0,0078 %). В кінці продувки, після закінчення інтенсивного зневуглицювання, витрата кисню збільшується на 150-200 м³/хв, а закінчення продувки проводиться при опущеній "спідниці" газоходу конвертера. Це дозволяє запобігти насичення розплаву азотом в кінці продувки і отримувати низький вміст його на рівні: від 0,0014 % до 0,0036 %.

Досягнення низьких концентрацій азоту в розплаві ускладнене тим, що він розчиняється в металі при високих температурах, особливо в зонах реакцій, що йдуть з виділенням значної кількості тепла. Інтенсивна деазотація може відбуватися тільки в ході інтенсивного зневуглицювання в ванні конвертера, де створюються умови для вимивання азоту з розплаву бульбашками спливаючих оксидів вуглецю. При цьому продування її необхідно виконати киснем, що містить не більше 0,1 % азоту. Перед випуском розплаву з конвертера його температура зберігається на рівні $1700 \pm 20^{\circ}\text{C}$, вміст вуглецю не перевищує 0,03-0,05 % при продувці ванни зверху. При комбінованій продувці розплаву у ванні конвертера необхідно прагнути до вмісту вуглецю в сталі в границях 0,025-0,035 % і температурі 1650°C .

Застосування традиційної технології десульфурації розплаву під час випуску його з конвертера не доцільно, так як подальша технологічна операція глибокого

зневуглецювання вимагає, щоб метал був з високим вмістом кисню. Тому особливість технології виплавки ІФ-сталей полягає в застосуванні шихтових матеріалів з мінімальним вмістом сірки і видаленням її з матеріалів на стадії підготовки до плавки: вміст сірки в чавуні не повинен перевищувати 0,005 %; металобрухт може містити сірку не більше 0,015 %; допускається застосування металобрухту, що містить Cr, Ni, Cu не більше 0,1 % кожного. Жорстка регламентація шихтових матеріалів по сірці забезпечує отримання сталі з вмістом цього елементу не більше 0,006-0,008 %. При цьому вміст фосфору в готовій сталі не перевищує 0,012 %.

Технологічним процесом виробництва ІФ-сталей передбачено вакуумування рідкої сталі, зливої з ванни конвертера. Зневуглецювання протікає під глибоким вакуумом, - при тиску над ванною металу не більше 1 мм рт. ст. (0,133 кПа), – при інтенсивній продувці розплаву аргоном протягом 15-20 хв: витрата аргону становить під час окисного вакуумування 60-70 м³ [14, 15].

Прагнення до виробництва ІФ-сталей з низьким вмістом сірки пояснюється і тим, що через відносно високу поверхневу активність вона істотно гальмує хід реакції зневуглецювання. Як показує досвід, лише при вмісті в металі сірки не більше 0,006 % стає можливим зменшити в сталі вуглець до 0,0015 %.

Вміст азоту в готових холоднокатаних ІФ-сталях повинен бути якомога менше. Це може бути досягнуто:

- зупинкою продувки ванни в момент відносно високого вмісту вуглецю в розплаві (0,04-0,06 %)
- скороченням часу обробки металу на установці вакуумування;
- усуненням процесу насичення відкритого розплаву азотом перенесенням розкислення і мікролегування розплаву на етап ковшового вакуумування.

Однак процес деазотації контролюється в першу чергу вмістом в розплаві, до вакуумування, поверхнево-активних речовин: сірки і алюмінію.

Для отримання автомобільного листа з сталі в ІФ-сталі її мікролегування може бути здійснено тільки титаном, який помітно дешевше феро-ніобію. Однак сталі, мікролеговані титаном, схильні до утворення на поверхні прокату пльон та інших

дефектів. Щоб уникнути цього застосовують подвійну стабілізацію – азот зв'язують титаном, а вуглець – ніобієм. Крім того, ніобій подрібнює зерно і сприяє зменшенню вмісту фосфору на границях зерен, попереджаючи окрихчення сталі. Присадку ніобія виконують після розкислення сталі алюмінієм до вмісту його в металі не менше 0,04 %. Присадку титану виконують після остаточного доведення сталі по температурі. Подальша обробка сталі аргоном – не менше 3 хвилин.

Низький вміст в ІГ-сталях вуглецю, досягнутий на етапі її виплавки і вакуумування, можна досить швидко втратити, якщо не вжити вичерпних заходів збереження досягнутих результатів.

Поряд з вирішенням проблем отримання сталі з вмістом вуглецю не більше 0,002 % і азоту не більше 0,003 % вирішується задача мінімізації шкідливих домішок і неметалевих включень, зокрема – зниження окислення шлаку перед розливанням сталі.

Термін "мікролегування" означає, що в рідку сталь ввели елемент, вміст якого зазвичай не перевищує соті долі відсотка (вуглець – у тисячних долях відсотка). Крім очевидної відмінності в масовій частці, що дозволяє відрізнити легуючі і мікролегуєчі елементи, різний і механізм їх впливу: легуючі елементи переважно впливають на матрицю сталі, в той час як вплив мікролегуєчих елементів значною мірою визначається виділенням надлишкових фаз і утворенням нітридів і карбідів. Дисперсні виділення фаз, які формуються в структурі при розпаді пересичених твердих розчинів, перешкоджають руху дислокацій, викликаючи зміцнення матриці, впливають на розмір аустенітного і феритного зерна, на типи структурних складових. Разом з утворенням карбідів і нітридів кількість вільних атомів вуглецю і азоту настільки зменшується, що виключається (або в значній мірі зменшується) проникнення їх в кристалічну решітку заліза в якості атомів впровадження.

За спорідненості до азоту і вуглецю, а також потенціалу вільної енергії, необхідної для утворення нітридів і карбідів елементи, придатні для мікролегування сталей можна розташувати в ряд: Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf. Однак зіставлення їх властивостей, форми кристалічної решітки, атомного радіусу (відносно Fe) дозволяє

виділити зі згаданого ряду в якості нітридо-карбідоутворюючих елементів V, Ti і Nb. Ванадій практично не формує виділень в аустеніті, але утворює багато частинок в процесі або після γ - α перетворення, які забезпечують дисперсійне твердіння і деяке зростання міцності. Титан формує нітриди, які стабільні при високих температурах в аустенітній області і тому дозволяють контролювати розмір зерна аустеніту при температурі нагріву сталі перед гарячою прокаткою.

Ніобій є ефективним мікролегуєчим елементом для подрібнення зерна, як аустеніту так і фериту в процесі нагрівання сталі під прокатку. Ніобій гальмує рекристалізацію аустеніту в процесі прокатки, що призводить до такого подрібнення зерна, яке не може бути досягнуто жодним процесом термічної обробки, знижує температуру γ - α перетворення за рахунок твердорозчинного ефекту, створює дисперсійне зміцнення. Спорідненість ніобію до кисню досить низька. Тому засвоєння ніобію при присадці в повністю розкислену сталь дуже високе.

Одним з найбільш відповідальних джерел появи неметалевих фаз в сталі є реакції рафінування, перш за все розкислення і десульфурація. Для полегшення видалення продуктів рафінування розплав модифікують за допомогою спеціальних добавок – вапна, силікокальція або алюмокальцієвих сплавів. Під час перемішування розплаву в ковші формування включень відбувається за участю оксидних фаз – шлаку. Тому співвідношення інгредієнтів, що вводяться, наприклад алюмінію і кальцію, має бути скоригованим в залежності від хімічного складу шлаку.

Одним з основних дефектів тонких холоднокатаних листів з IF-сталей є «пльони». Джерелом утворення «пльон» являються неметалеві включення. Зовнішній вигляд дефекту «пльони» представляє собою тонкі, лускаті, язикоподібні відшарування пластинок металу від поверхні листа. Колір цих хвилеподібних відшарувань може змінюватися від брудно-сірого до світло-білого. Головними компонентами складу таких включень є силікати кальцію з флюсами CaF_2 і Na_2O , що вказує на їх походження від шлакоутворюючої суміші в кристалізаторі: вони захоплені металом поблизу скоринки слябової смуги у меніска.

Таким чином, при реалізації програм щодо створення сучасних автомобілів з надлегким сталевим кузовом, автомобілебудівники розширюють спектр вимог до механічних властивостей і якості сталевих листів. У порівнянні з традиційними сталями новітні матеріали характеризуються оптимальним поєднанням високої міцності і хорошої формуючості. Розвиток їх виробництва стримується складною технологією виробництва, необхідністю значної модернізації устаткування і суворого дотримання технологічних параметрів процесів виплавки, позапічної обробки і безперервного розливання [16, 17].

Необхідні характеристики тонкого сталевих листів з ІF-сталей починають формувати переважно контрольованою прокаткою на широкосмуговому стані гарячої прокатки (ШГСП). Її температурний режим і силові умови деформації металу визначаються під час пошукових прокаток дослідних партій смуг. При цьому основну увагу звертають на експериментальне визначення оптимальних температур нагрівання слябів, кінця прокатки і згортання смуги в рулон. Ці температури взаємопов'язані зі ступенем мікролегуювання сталей Nb, Ti або їх разом, з багаточисленними механізмами формування структури (за які відповідальний в першу чергу ніобій): під час гальмування процесу рекристалізації і, отже, подрібнення зерна матриці частинками NbX, які, незважаючи на значне розчинення в кристалічній решітці γ -заліза під час нагрівання слябів, знову частково виділяються при термомеханічному впливі процесу прокатки; поліморфного перетворення, зміцнення сталей дисперсійними явищами; гетерогенної дифузії, яка, однак, не розвивається в повній мірі через великий атомний радіус ніобія, порівняно з залізом.

Не можна ще раз не відзначити роль Nb у формуванні величини зерна матриці за рахунок уповільнення процесу рекристалізації його карбонітридами мікролегуючих елементів, які виділяються з розчину під час гарячої прокатки і наступного охолодження смуг з ІF-сталей на зворотному рольганзі ШГСП.

Мікроструктурні процеси в ІF-сталях, часто перекривають один одного в часі і надають взаємний вплив, це відбуваються і коли сляб знаходиться в печі, і коли розкат в чорновій групі ШГСП, і коли смуга – в чистовій групі або на зворотному рольганзі.

Під час цих процесів підвищується концентрація твердого розчину, зменшується величина зерна, зміцнюється матриця за рахунок твердіння, розширюються області перетворень структур і фаз, що володіють кумулятивним впливом на всю гаму властивостей готового прокату.

Цілеспрямовано змінюючи параметри технологічного процесу гарячої прокатки ІF-сталей, можна управляти мікроструктурою – отримувати листи з необхідними механічними властивостями, текстурою, анізотропією, тобто управляти їхньою здатністю до формозміни.

Температурний режим виробництва гарячекатаних смуг з ІF-сталі розробляють за умови можливості і необхідності отримати метал, мікроструктура якого сформована з відносно дрібних зерен феритної матриці. Цьому сприяє її мікролегування, яке стримує зростання зерна аустеніту під час нагрівання слябів під прокатку. Ступінь стримування зростання зерна фериту ілюструють криві на рис. 1.6.

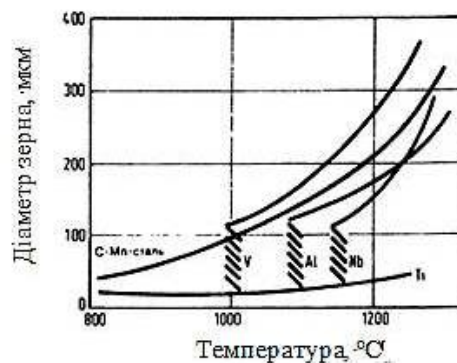


Рис. 1.6. Динаміка зростання аустенітного зерна при нагріві мікролегованих сталей [18]

Згідно кривим, найбільш енергійно гальмує зростання зерна аустеніту Ti, який під час нагрівання сталі утворює стійкі нітриди на границях кристалітів. Відносно низька швидкість росту зерен аустеніту має місце в разі нагрівання сталі до температури не вище 1000°C: показник анізотропії γ і відносне подовження δ після відпалу холоднокатаних смуг помітно вище, ніж у смуг, прокатаних зі слябів, нагрітих

до температури 1200°C, як це витікає з даних на рис. 1.7. Однак силові і енергетичні умови гарячої прокатки смуг обумовлюють необхідність нагрівання слябів з IF-сталей до температур 1180-1210°C.

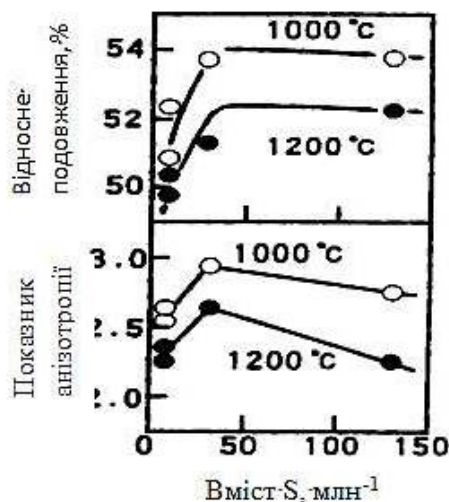


Рис. 1.7. Властивості відпалених смуг (на розрахунковій довжині випробовуваних зразків – 50 мм) і температура нагріву слябів [19]

Температура кінця прокатки смуг, швидкість їх охолодження на зворотньому рольганзі стана і температура згортання в рулон роблять помітний вплив на властивості готового прокату. Про ступінь цього впливу можна судити по кривих на рис. 1.8.

В останні роки набувають поширення безвідходні технології формоутворення замість металообробки різанням: холодне видавлювання, осадження, штампування, вирубка (карбування). Основною вимогою до сортового прокату з конструкційних сталей є технологічна пластичність. Вона характеризує здатність сталей до холодної деформації без руйнування, оцінюється за допомогою технологічних випробувань на холодну осадку зразка до 1/2, 1/3, 1/4 від вихідної висоти без руйнування та тріщин.

Оптимальна термообробка сталі для холодного видавлювання – неповний сфероїдизуючий відпал з нагріванням в інтервалі A_{C1} - A_{C3} і повільне охолодження або ізотермічний сфероїдизуючий неповний відпал з нагріванням в інтервалі A_{C1} - A_{C3} ,

швидке охолодження до температури трохи нижче A_1 , ізотермічна витримка при цій температурі.

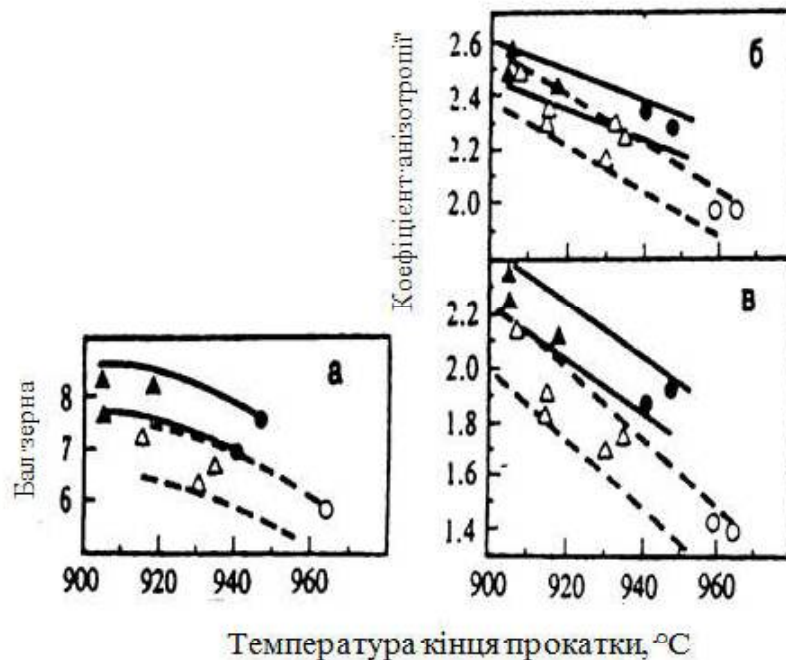


Рис. 1.8. Вплив температури кінця прокатки на розмір зерна холоднокатаної смуги (а); коефіцієнт пластичної анізотропії (б, в): при товщині смуги 1,6 мм (•, о) і 1.2 (Δ, Δ) при швидкому охолодженні після прокатки (•, ▲) і звичайному (о, Δ) [20]

Ізотермічний відпал проводиться в основному для прутків металу, охолодження яких в прохідних печах відбувається досить швидко.

При цьому ступінь бочкоподібності залежить від величини контактних сил тертя на контактних поверхнях заготовка-інструмент і від ступеня осадження-зусилля деформування [21-24]. Ступінь деформації в (%) в напрямку осадження:

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \times 100 (\%) \quad (1.1)$$

де h_0 – висота зразка до осадження, м;

h_1 – висота зразка після осадження, м.

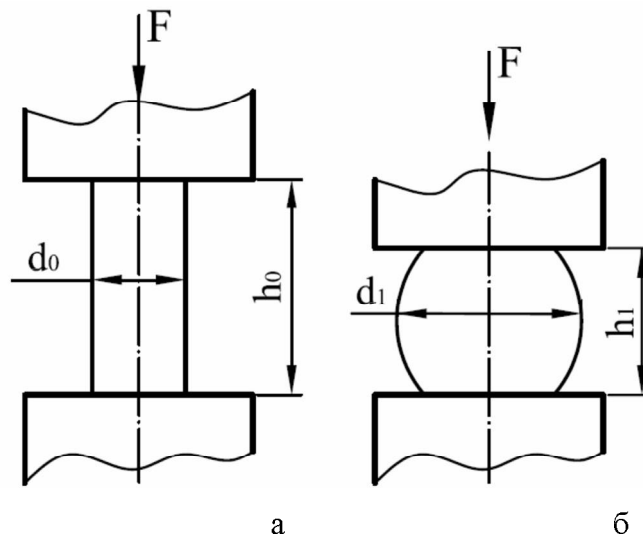


Рис. 1.9. Деформація зразка при осадженні:

а – до деформації, б – після деформації

Процеси отримання субмікро- і нанокристалічних матеріалів (з розміром зерен менше 1 мкм і менше 100 нм) за допомогою пластичної деформації часто називають загальним терміном інтенсивна пластична деформація (ІПД). Метод ІПД полягає в стисненні з великими ступенями деформації і прикладанню високих значень тиску при температурах нижче температури рекристалізації [25, 26]. Я. Е. Бейгельзімер вводить визначення [27] процесів накопичення деформації (ПНД), що застосовуються для здійснення ІПД, основною метою яких є накопичення деформації в заготовках, а не зміна їх форми. При отриманні нанокристалічної структури досягнутий рівень істинної деформації може дорівнювати 4 і більше. Для опису цих процесів пропонується також використовувати термін мегапластичні деформації. Отримання

об'ємних наноструктурних металів і сплавів за допомогою ПД стає важливим напрямком сучасного матеріалознавства, що швидко розвивається. Цей процес спрямований на створення матеріалів з високими механічними і фізичними властивостями. Диспергування мікроструктури до субмікро- або нанокристалічного рівня викликає значне підвищення міцності, границі витривалості і зниження температури переходу в надпластичний стан матеріалу [25, 28].

Процеси накопичення деформації, які використовуються для подрібнення структури і отримання ультрадрібнозернистих і нанокристалічних матеріалів, представлені в таблиці 1.2. Представлені процеси реалізують схему простого зсуву і дають можливість для багаторазового повторення деформації і подрібнення структури.

Найбільш поширеними є такі методи ПД, як кручення під високим тиском (КВТ), засноване на принципі ковадла Бріджмена, і рівноканальне кутове пресування (РКУП). Метод РКУП був запропонований В.М. Сегалом в 1972 р. і розвинений Валієвим [26].

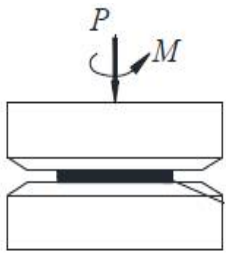
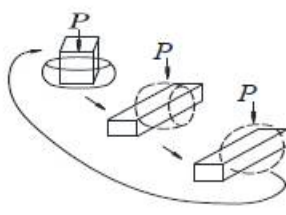
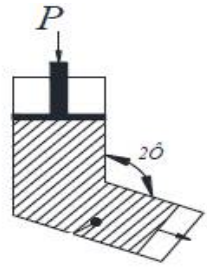
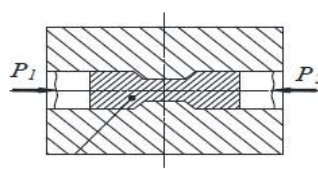
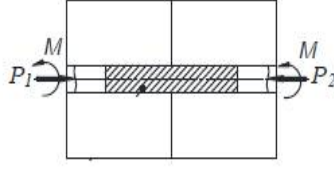
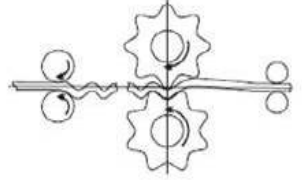
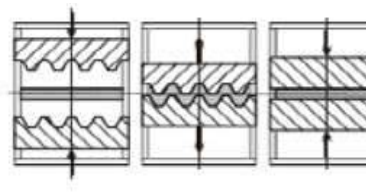
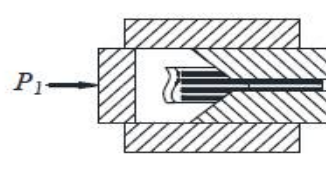
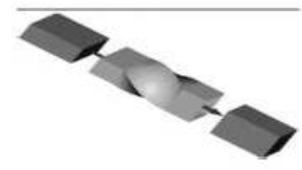
Основний ефект УДЗ матеріалів після ПД – підвищення міцності одержуваного матеріалу за рахунок сильного подрібнення вихідної крупнозернистої структури. Експериментальні результати [29-33] підтверджують можливість застосування методів ПД, як до добре деформуємих, так і до багатьох важкодеформуємих матеріалів. Особливостями одержуваної структури є маленький розмір зерна, переважно великокутові розорієнтації границь структурних елементів, мала щільність дислокацій усередині зерен і нерівноважні границі зерен. Для розуміння процесів структуроутворення в ході інтенсивної пластичної деформації проведені масштабні дослідження однофазних матеріалів, і матеріалів з незначним вмістом другої фази [34-38]. На підставі цих досліджень було виділено два основних механізми подрібнення зерна при ПД.

Перший механізм базується, перш за все, на дислокаційній активності, яка полягає в накопиченні дислокацій, їх взаємодії і просторового перегрупування, в результаті чого великі зерна діляться на безліч дрібних шляхом утворення

дислокаційних осередків, і еволюції границь з низьким кутом розорієнтування в великокутові границі зерен [39-40]. В ході структуроутворення в місцях підвищеної щільності дислокацій відбувається вибудовування дислокацій в дислокаційні «стілки», які зі збільшенням деформації перетворюються в смуги деформації [40].

Таблиця 1.2

Методи накопичення деформації [27]

		
Кручення під високим тиском	Всебічне кування	Рівноканальне кутове пресування
		
Пісочний годинник	Кручення в зіставному контейнері під тиском	Знакозмінний Perezгин
		
Багаторазове рифлення-випрямлення	Пакетна гідроекструзія	Гвинтова екструзія

Дислокаційні стінки, що оточують області з відносно низькою щільністю дислокацій, утворюють коміркову структуру. Особливості та зовнішній вигляд таких структур залежать від матеріалу і визначаються енергією дефектів пакування (ЕДП), ступенем і температурою деформації. З ростом температури відбувається зниження товщини дислокаційних стінок до утворення субзеренних границь і, відповідно, зниження числа внутрішніх дислокацій. Ступінь деформації впливає на розмір і розорієнтацію сусідніх комірок. Збільшення ступеня деформації веде до зменшення середнього розміру комірок та збільшення кута розорієнтувань між сусідніми комірками.

Структуроутворення в ході ПД по другому механізму, де домінує деформаційне двійникування, зазвичай спостерігають в ГЦК металах з низькою енергією дефекту пакування, наприклад, в TWIP сталях [41, 42], Cu–Zn сплавах [43] і Cu–Al сплавах [44, 45]. Механізми деформаційного двійникування досить широко досліджені. У ГЦК матеріалах запропоновано декілька механізмів формування деформаційних двійників [46-51]. Більш детальну інформацію можна знайти в оглядовій статті [52].

Wang та ін. [53] відзначили, що для другого механізму подрібнення зерна в процесі ПД характерно не тільки первинне, а й вторинне двійникування, яке взаємодією між дислокаціями і границями двійників ділить великі ГЦК зерна, перетворюючи границі двійників в звичайні великокутові границі зерен. В роботі [53] автори повідомили, що мінімально досяжні розміри зерен визначаються мінімальною товщиною двійників. Відомо, що середня товщина двійника в сильно деформованих матеріалах є функцією енергії дефекту пакування матеріалу [53]. Можна отримати товщину двійника менше 2 нм в матеріалі з дуже низькою енергією дефекту пакування [54]. Однак, до теперішнього часу не було отримано зерен розміром менше 10 нм, що вказує на велику складність процесу подрібнення зерна в ГЦК матеріалах з більш низькою енергією дефекту пакування, ніж описував Wang з співавторами для сплаву Cu–Zn [43]. Спостерігали випадки, коли деформація призводить не тільки до двійникування, але і до роздвійникування [55-60].

Слід зазначити вплив температури деформації на механізм структуроутворення при деформації. Поперечне ковзання і рухливість дислокацій вимагають термічної активації. Але при холодній деформації двійникування може бути вигідніше, ніж рух дислокацій. Таким чином, механізми структуроутворення при деформації одного і того ж матеріалу при різних температурах можуть відрізнятися.

Основна деформація при методі КГТ здійснюється за рахунок кручення зразка. Прикладений одновісний тиск, що досягає зазвичай кілька ГПа, грає двояку роль. По-перше, тиск створює в центральній частині зразка область квазігідростатичного стиснення, що перешкоджає руйнуванню зразка. По-друге, воно збільшує силу тертя між бойками і зразком. Завдяки великій силі тертя, момент кручення від рухомого бойка передається зразком, і він деформується крученням.

В даний час КГТ застосовують переважно для вивчення фізики інтенсивної пластичної деформації. КГТ при кімнатній температурі або при більш низьких температурах використовують для отримання нанокристалічної структури в металах, сплавах, інтерметалідах і кераміках. Розмір зразків до деформації зазвичай не перевищує 20 мм в діаметрі і 1 мм по висоті. Після деформації висота зразків зменшується до 0,2-0,5 мм. Суттєве подрібнення структури спостерігається вже після деформації на півоберта, але для створення однорідної наноструктури потрібна, як правило, деформація в кілька обертів.

КГТ чистих металів призводить до формування рівновісної структури із середнім розміром зерен 50-100 нм. У сплавах розмір зерен може бути значно меншим. Механізм інтенсивної деформації залежить від багатьох факторів, зокрема, від типу кристалічної решітки і енергії дефекту пакування. Процес формування наноструктури носить яскраво виражений стадійний характер.

У чистих ГЦК-металах (металах з гранецентрованою кристалічною решіткою) з високою енергією дефекту пакування (Cu, Ni) послідовність структурних перетворень наступна. По мірі збільшення деформації крученням до $n \approx 0,1$ (де n -число обертів рухомого бойка) дислокації зосереджуються в границях субзерен (осередків), які представляють собою області зерен довільної форми, майже вільні від дислокацій

і відокремлені від інших областей малокутовими границями. При подальшому збільшенні деформації до $n \approx 1$ розміри субзерен зменшуються, а ступінь розорієнтування між ними збільшується. При цьому відбувається поступовий перехід від субзеренної структури до зерен, що містить переважно великокутові границі зерен.

Інтенсивна пластична деформація сплавів, поряд з формуванням наноструктури, може призводити до формування метастабільних станів, наприклад, пересичених твердих розчинів і метастабільних фаз. У інтерметалідних з'єднаннях після КГТ може спостерігатися порушення далекого порядку аж до повного розупорядкування.

Матеріали, отримані методом КГТ, характеризуються високим рівнем внутрішніх напружень і значними викривленнями кристалічної решітки. У таких матеріалах можуть виникати аномалії деяких фундаментальних властивостей, наприклад, модулів пружності, температур Кюрі і Дебая, намагніченості насичення. Як правило, матеріали, отримані КГТ, мають високі характеристики міцності при відносно низьких температурах, високу пластичність та надпластичність при підвищених температурах.

Схема сучасної установки для обробки методом кручення під гідростатичним тиском (КГТ) описана в роботах [61-65], представлена на рисунку 1.10. Її відмінність від ковадла Бріджмена [66] полягає в наявності поглиблення в нижній штанзі установки. Це запобігає витіканню металу, що забезпечує квазігідростатичність тиску і дозволяє зразкам довго деформуватися без руйнування. При обертанні нижнього ковадла зразок деформується простим зрушенням за рахунок сил поверхневого тертя.

Для розрахунку ступеня деформації методом КГТ використовують формули з роботи [67]. Такі самі формули були використані в ранніх роботах при дослідженні Cr-Ni сталей [68] і ГЦК металів [69] після КГТ.

Першими важливими результатами цих робіт було отримання середнього розміру зерна $d_{\text{ср}}$ менше 100 нм при КГТ ($P=6$ ГПа, $\varepsilon=7,1$), зменшення $d_{\text{ср}}$ зі зменшенням енергії дефекту пакування [69], можливість низькотемпературної рекристалізації монокристалів нікелю і міді деформованих КГТ (ε більше 5) при

температурі нижче гомологічної температури $\sim 0.4T_{пл}$, [70], можливість фазових перетворень в залізо-нікелевому сплаві викликаних КГТ (при $P = 8-10$ ГПа $\varepsilon \approx 5$) [71]. При статичному стисканні для отримання такого ефекту необхідно було б застосувати навантаження близько 20-22 ГПа.

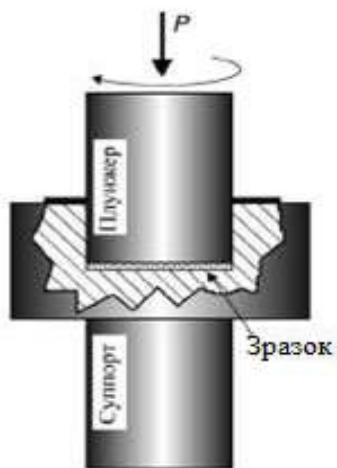


Рис. 1.10. Схема ПД крученням під гідростатичним тиском (КГТ) [67]

Деформація зсуву в центрі зразка дорівнює нулю і росте зі збільшенням радіусу, за умови, що товщина заготовки залишається постійною. Проте близькі значення мікротвердості в різних точках свідчать про те, що структура в центрі зразка подрібнюється так само, як і в інших місцях радіусу [72-74]. Можливою причиною зникнення зони зниженої мікротвердості в центрі зразка є неспіввідповідність бойків або інші відхилення від ідеальної схеми КГТ [75]. Крім того в процесі КГТ вихідна товщина зразка після деформації дещо зменшується, і використання у формулі початкової товщини занижує розрахункову величину деформації в порівнянні з істинною. В реальних умовах розрахункові формули можна вважати лише приблизно рівними дійсним ступеням деформації. Беручи до уваги, що формування нанокристалічної структури йде під дією не тільки зовнішніх, а й внутрішніх напружень, які не пов'язані з істинною деформацією. Метод КГТ забезпечує досить високі прикладені напруги для отримання практично однорідних структур з максимально подрібненим зерном [75-77].

В одній з ранніх робіт [78], автори на підставі аналізу змін мікроструктури і мікротвердості досліджували послідовність структурних перетворень в процесі КГТ таких матеріалів, як Ni, Cu, з ГЦК решіткою високою енергією дефекту пакування. На підставі отриманих результатів [78, 79] була розроблена і запропонована наступна стадійна модель структуроутворення. Перша стадія зміцнення характеризується збільшенням щільності дислокацій, які з ростом деформації перебудовуються в границі комірок, розмір яких стабілізується при величині менше 1 мкм при досягненні деформації $\varepsilon=1,5-2$. Далі при деформації $\varepsilon=2-4$ процес характеризується накопиченням дислокацій в границях комірки. Спостерігається зростання кутів розорієнтацій границь комірок до кутів близько 10° . Коли вбудовування дислокацій в субграницях стає неможливим, починається подальше накопичення дислокацій у середині комірки, що супроводжується деформаційним зміцненням при $\varepsilon = 4-5$. Високий рівень внутрішньої напруги викликає в умовах КГТ утворення великокутових розорієнтацій границь структурних елементів, які служать стоком для великого числа надлишкових дислокацій. Цей прояв ротаційних мод деформації поширюється на весь обсяг зразка і деформація виходить на сталу стадію.

Дослідження, проведені на армко-залізі в роботі [80], підтверджують стадійність формування наноструктур при інтенсивній пластичній деформації крученням. На першій стадії, при деформації N від $1/4$ до 1 оберту спостерігається коміркова структура з мало кутовими розорієнтуваннями кордонів структурних елементів і розміром комірки близько 400 нм. Далі на другій стадії від 1 до 3 обертів формується перехідна структура з ознаками коміркової і зеренної структури. Зі збільшенням ступеня деформації середній розмір комірок зменшується, а кути розорієнтацій границь збільшуються, поступово еволюціонуючи в однорідну ультрадрібнозернисту структуру зеренного типу на третій стадії. При цьому решітка зерен на третій стадії сильно викривлена, в результаті далекодіючих напружень від нерівноважних границь зерен з високою щільністю зернограничних дислокацій.

Проведені в роботі [80] електронікроскопічні дослідження після КГТ виявили схожість стадій формування наноструктури в армко-залізі і в однофазних сталях 13X23T і AISI 316L. Практично єдиною відмінністю є формування в сталях

дрібнішого зерна на третій стадії. Таким чином, можна стверджувати, що процес формування структури при КГТ чистих металів і сплавів має спільні риси.

Схожий процес формування наноструктури, а так само розчинення перлітних пластин в промисловій перлітній сталі ($\sim 0,7\% \text{ C}$) в процесі КГТ спостерігали Іванісенко та інші автори [82-84]. Після деформації зсувом, яка дорівнює 100 при кімнатній температурі мікроструктура зразка складалася з коміркової структури і частково розчинених пластин цементиту. Подальше збільшення зсувної деформації до рівня 200 призводило до формування неоднорідної структури зерен. В ході деформації отримали зерна 100 нм довжиною і 15 нм товщиною. Витягнуті зерна були відокремлені дислокаційними стінками з великою щільністю дислокацій. Відстань між пластинами цементиту зменшувалася в процесі деформації. Після деформації зсувом, що дорівнює 300, спостерігалася однорідна наноструктура з розміром зерен близько 10 нм і повне розчинення цементиту. Однак в сплаві ХН77ТЮР з низькою ЕДП [78] розорієнтацій коміркова структура не утворилася навіть при дуже великих ступенях деформації. Подрібнення структури відбувалося з виникненням і поширенням смуг зсуву, які зі збільшенням деформації заповнювали весь обсяг зразка. Для сталої стадії деформації $\varepsilon \geq 5$ характерна структура з областями, які практично не містять дислокацій та великокутових розорієнтацій. Розмір структурних елементів зменшується зі зменшенням ЕДП.

В роботі [85] досліджували структурні зміни феритної і аустенітної сталі під час кручення під гідростатичним тиском (КГТ) при кімнатній температурі. При еквівалентних деформаціях рівних $\varepsilon_v = 8$ і $\varepsilon_v = 32$ автори отримали мікроструктуру із середнім розміром структурних елементів менше 100 нм. При порівнянні отриманих результатів для армко-заліза, аустенітної і феритної сталі було показано, що розподіл вихідних зерен структури на дрібні кристаліти в випадку обох сталей в порівнянні з армко-залізом, зрушено в бік менших ступенів деформації. Для еквівалентних деформацій вище $\varepsilon_v = 16$ для сталі не було помічено значних змін, але розмір структурних елементів менше, ніж в армко-залізі. Автори [85] роблять висновок, що зменшення розмірів зерен зумовлено, як збільшенням кількості легуючих елементів,

так і зменшенням енергії дефекту пакування. Обидва чинники є досить вираженими для сталей.

В роботі [86] представлені результати дослідження формування ультрадрібнозернистої структури в вуглецевих сталях 20 і 45 при інтенсивній пластичній деформації методом кручення під тиском при температурах 20°C і 400°C. Показано, що в обох сталях при кімнатній температурі формується практично однорідна структура з розміром кристалітів 100-200 нм, тоді як при підвищеній температурі має місце локалізація деформації на периферії зразка з формуванням неоднорідної по діаметру мікроструктури. ПДК призводить до підвищення мікротвердості матеріалу, значення мікротвердості після деформації при 400°C в 2,5 рази вище, ніж після деформації при 20°C.

Таким чином, ПД вуглецевих сталей 20 і 45 призводить до формування нанокристалічної структури з розміром зерен або фрагментів 100-200 нм. В ході ПД крученням має місце неоднорідна деформація, ступінь неоднорідності якої збільшується до периферійної зони зразків.

Ступінь локалізації деформації посилюється і з підвищенням температури деформації. Однак, незважаючи на неоднорідність мікроструктури, яку можливо виявляти при оптичній металографії, електронно-мікроскопічні дослідження показують подрібнення зерен по всьому діаметру зразків: як на периферії, так і в центральній зоні зразка. Необхідно відзначити, що підвищення температури деформації не призводить до збільшення розміру фрагментів, хоча вони мають нерівноважні границі, здатні на зрушення (міграції) [87-88]. Можливо, що при такій схемі деформації з переважанням зсувного компонента відсутні умови для міграції границь зерен і фрагментів, які могли б приводити до збільшення їх розмірів. Перешкоджати зростанню зерен також можуть і дисперсні частки карбідів, які спричиняють Зінеровське гальмування [89].

Таким чином, при КГТ процес структуроутворення є стадійним, а середній розмір структурних елементів залежить як від параметрів деформації, так і від самого матеріалу і його хімічного складу.

2 СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОЇ СТАЛІ

Характер і ступінь розвитку використання листової сталі значною мірою залежить від виробництва автомобілей. Підвищення надійності, довговічності та технічних характеристик автомобілів ставить задачу покращення якості листового прокату та розширення виробництва гарячекатаного та холоднокатаного листа.

Основне виробництво гарячекатаного листа зосереджено на безперервних широкосмугових станах. Суттєвим недоліком при прокатці на цих станах даного виду металопродукції є неможливість дотримання оптимальних температурних умов закінчення гарячої прокатки. Прокатку листа закінчують в інтервалі критичних температур $A_{r3} - A_{r1}$, що приводить до утворення різнозернистої структури, яка не відповідає вимогам стандарту. Одним із способів отримання рівномірної структури тонкого листа є тепла прокатка при температурах нижче точки A_{r1} в області однофазної феритної структури металу. Прокатка тонкого листа в субкритичному інтервалі температур (СКІТ) практично не вивчена. Небагаточисельні публікації не дають повного уявлення про її вплив на якість металу.

Декілька десятків років назад вважалося, що стальний листовий прокат товщиною менше, ніж 2 мм, доцільно отримувати холодною прокаткою. У зв'язку з тим, що на світовому ринку для однакових макропрофілерозмірів різниця у цінах гарячекатаного та холоднокатаного листового прокату складає від 40 до 120 доларів за тону, навіть часткове використання споживачем гарячекатаного листового прокату із заміною холоднокатаного дає значний економічний ефект [90–93]. Металурги при виробництві та поставках гарячекатаного листа замість холоднокатаного отримують економію за рахунок зниження витрат на додаткові переділи (травлення, холодна прокатка, відпал та ін.). Прокатка гарячекатаного листа у порівнянні з прокаткою холоднокатаного знижує собівартість металопродукції на 20-50 дол/т [94]. Крім того, гарячекатані листи можуть бути рентабельним підкатом для станів холодної прокатки [95]. Тому в останні роки різко зросла потреба у гарячекатаному тонколистовому прокаті, у світовому та вітчизняному виробництві сталюого листа йде інтенсивне

зростання об'ємів виробництва гарячекатаних листів товщиною менше 2 мм, які відносяться до категорії особливотонких. При цьому спостерігається тенденція до планомірного зменшення товщини гарячекатаних листів [96]. Прогнозується, що у найближчий час ринкова частка гарячекатаного листового прокату товщиною менше 2 мм для безпосереднього використання зросте більш, ніж у 2 рази [97].

На більшості станів гарячої прокатки досягнутий рівень технології та сучасне обладнання дозволяють отримати тонкий гарячекатаний лист, який за точністю товщини та ширини, механічним та технологічним властивостям не поступається перед холоднокатаним [99].

Нерівномірна структура гарячекатаного металу, яка викликана несприятливими температурними умовами прокатки, усувається нормалізацією. Однак, значне збільшення виробничих витрат на додаткове технологічне обладнання є економічно не вигідним через економію енерговитрат. Автор [100] прогнозує, що майбутнє виробництво тонкого гарячекатаного листа здійсниться за технологією безперервної прокатки.

Незважаючи на розробку великої кількості нових технологій та обладнання, основними виробниками гарячекатаного листа залишаються безперервні широкосмугові стани (БШС). Однак, при прокатці на БШС не вдається витримати температурні режими закінчення обробки. Для отримання задовільної структури необхідно, щоб в кінці прокатки метал знаходився в області температури однофазної аустенітної структури, тобто вище температури перетворення A_{T3} . Ця температура залежить, в основному, від хімічного складу та швидкості охолодження металу, і практично для низьковуглецевих сталей коливається у межах 835-860°C. При температурах кінця прокатки вище температури A_{T3} кінцева структура металу завжди рівномірна і складається із зерен фериту 7,8,9 номерів [101–103].

На практиці прокатку листа із низьковуглецевої сталі на БШС через великі теплові втрати закінчують в області двофазної структури аустеніту і фериту ($A_{T3} - A_{T1}$), що приводить до незадовільної кінцевої структури металу. Утворюється структура зі змішаною величиною зерна, оскільки, феритне зерно рекристалізується

швидше, ніж зерно аустеніту. При низьких температурах кінця прокатки рекристалізація в металі повністю не відбувається, що викликає утворення феритних зерен, які витягнуті у напрямку прокатки. В результаті підвищується анізотропія та погіршуються властивості, які сприяють добрій витяжці листової сталі. Ці зерна тим помітніше, чим нижче температура кінця прокатки [104].

Поверхневий шар крупних зерен негативно впливає на якість виробів, які отримуються холодною штамповкою, тому через несприятливу структуру гарячекатаний метал не може використовуватись замість холоднокатаного [105,106]. В літературних джерелах вивчали вплив різних факторів (температури закінчення прокатки та обтискування в останній кліті стана, швидкості охолодження металу після прокатки, виробітки опорних валків) на структуру листового прокату, який деформований в двофазній аустеніто–феритній області [107–110]. В роботі [110] для визначення впливу нерівномірності деформації по перерізу листа і впливу охолодження поверхні при деформації внаслідок контакту з валками на структуру сталі проведена прокатка пакетом із двох, складених разом, плоских зразків. В результаті зроблено висновок, що охолодження поверхні у валках не надає значного впливу на утворення аномальної структури, а також нерівномірність деформації не є основною причиною утворення великих зерен у поверхневих шарах листового прокату.

На широкосмугових станах гарячої прокатки формування кінцевої структури металу відбувається на ділянці остання кліть – моталка, та визначається величиною деформації в останній кліті і температурно-швидкісними умовами охолодження на відвідному рольгангу. В роботах [111–113], що присвячені структуроутворенню гарячекатаного металу, указується, що основними параметрами, що впливають на структуру, є ступінь деформації в останній кліті та температури закінчення прокатки ($T_{\text{КП}}$). В дійсний час на сучасних БШС деформація в останній кліті, чи сумарна деформація в останніх клітях, перевищує критичну, тобто ці вимоги виконуються [114].

Запобігти несприятливих температурних умов, що характерні для традиційної технології гарячої прокатки на БШС, дозволяє прокатка металу в області однофазної феритної структури, тобто нижче температури A_{f1} . Раніше ця прокатка мала назву «теплої», в дійсний час – феритної [97,115,116]. Теплою чи феритною прокаткою вважають прокатку, що здійснюється при температурах 0,3-0,6 температури плавлення сталі. Тепла прокатка може бути реалізована тільки на БШС, що мають достатньо велику потужність, оскільки метал у феритному стані, тобто при порівняно низьких температурах, повинен прокатуватись у всіх клітках безперервної групи [101].

Позитивний ефект досягається при використанні теплої (феритної прокатки) в чистовій групі БШС ІФ сталей, які містять менш, ніж 0,02% вуглецю [115]. Феритна прокатка цих сталей, відповідно публікаціям, дозволяє сформувати мікроструктуру металу, що вимагається, сприятливу для глибокої витяжки текстуру, зменшити кількість поверхневих дефектів, є засобом боротьби з розтріскуванням кромки, знижує виробничі витрати і розширює інтервал властивостей металопродукції [117].

Автор [118] зазначає, що у машинобудуванні багато деталей та виробів виготовляють із листової сталі за методом холодної штамповки, при цьому відбувається складне глибоке витягання металу. Така штамповка найбільш широко використовується в автомобілебудуванні; близько 50% маси легкового автомобілю складають деталі, що виготовлені за цим методом (елементи обшивки автомобіля). Глибоке витягання листової сталі використовується також при виготовленні побутових та промислових виробів.

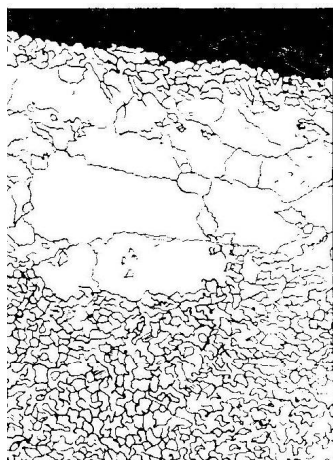
Характерною особливістю деталей корпусу автомобіля (капот, стеля, підлога та ін.), що отримуються штамповкою із листової сталі, є їх складна геометрична форма. Це визначає жорсткі технологічні умови до фізико-механічних властивостей вихідних матеріалів, що обумовлюють необхідну пластичність. Формоутворення майже всіх деталей кузова здійснюється легше, якщо меншим буде відношення глибини порожнини до поперечного перерізу деталі. Витяжку виконують тільки за одну операцію (багатоступенева витяжка завжди залишає відбитки та сліди на

поверхні виробів). Основний метод витяжки крупногабаритних деталей в автомобільній промисловості – штамповка з використанням витяжних штампів.

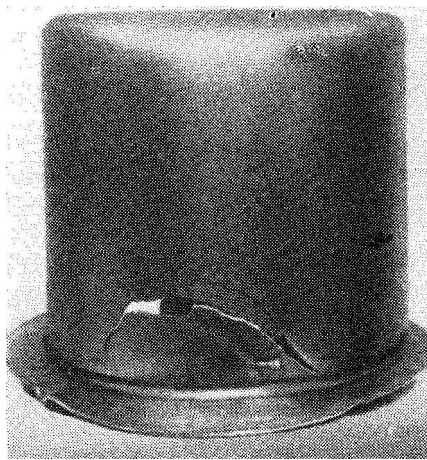
В процесі отримання деталей холодною листовою штамповкою дискова заготівка, затиснута між прижимом та матрицею, згинається та продавлюється пуансоном у вікно матриці без змінення товщини. В результаті утворюється циліндрична посудина з фланцем. Операція глибокої витяжки повторюється декілька разів з проміжними відпалами та зі зміною пуансона, матриці до отримання деталі з необхідними розмірами та формою [119].

Сталі для холодної штамповки повинні забезпечити високу штампованість при виготовленні деталей складної форми та високу якість поверхні для наступного нанесення покриття. Для деяких деталей міцність готових виробів не має суттєвого значення. У цьому випадку використовують м'які низьковуглецеві нестаріючі холоднокатані сталі [119]. Для виготовлення деталей автомобіля перспективними є гарячекатані сталі, високі пластичні властивості яких роблять можливим заміну більш дорогих холоднокатаних сталей гарячекатаними.

Основний вид остаточного браку при штамповці деталей автомобіля – розриви деталей, які є наслідком дефектів структури листової сталі. Найбільш несприятливою для штамповки є неоднорідна за розміром зерен фериту структура листової сталі (рис. 2.1, а). Пластична деформація такого металу нерівномірна за об'ємом: у першу чергу деформуються більш крупні зерна, пластичність їх швидко зникає. Ділянки з дрібними зернами гальмують розвиток деформації. В середині і на границях зерен виникають великі напруги та зароджуються тріщини, які потім розповсюджуються в суміжні області. Відбувається розрив деталі (рис. 2.1, б). «Сендвічева» структура характеризується наявністю крупнозернистого шару на поверхні листа. При витяжці деталей із листів із «сендвічевою» структурою на границі крупнозернистого та дрібнозернистого шарів одразу ж виникають високі напруги, які приводять до інтеркристалітного руйнування [121].



а



б

Рис. 2.1. «Сендвічева» структура листової сталі (а) та характер розриву деталі автомобілю через розшарування сталі при штамповці (б) [121]

Багато робіт присвячено вивченню старіння – процесу змінення властивостей листової низьковуглецевої сталі, що протікають протягом часу без суттєвих змін мікроструктури. Статичне деформаційне старіння протікає під час витримки після деформації, динамічне старіння відбувається під час деформації [121].

Деформаційне старіння низьковуглецевої сталі пов'язано з наявністю в твердому розчині надлишкової кількості домішок (вуглець та азот) та наступним відселенням їх у вигляді хмар, що блокують дислокації. Процес старіння вже спостерігається при сумарному вмісті вуглецю та азоту $> 0,0002\%$ [122]. Для пригнічення процесу деформаційного старіння низьковуглецевої сталі необхідно зв'язати надлишковий вуглець та азот в міцні сполуки, які не можуть вільно переміщуватись в решітці α – заліза. Застосування сильних карбідо- та нітридоутворюючих елементів залежить від їх вартості та доступності [123].

В багатьох дослідженнях показаний переважний вплив азоту на процес деформаційного старіння низьковуглецевої сталі. Швидкість дифузії атомів азоту в 2 рази більша, ніж атомів вуглецю, тому найбільш важливо максимально зв'язати азот в

нітрид. Застосування титану у якості стабілізуючого елемента зумовлено сильною спорідненістю його до вуглецю та азоту [122].

Нестаріючі холоднокатані сталі для холодної штамповки повинні мати мінімально можливий вміст всіх домішок (C, N, Mn, Si, Cr, Ni, S, P и др.), низьку твердість і міцність, високе відносне і рівномірне подовження, холоднокатаний лист із них повинен мати високу якість поверхні і не бути схильним до деформаційного старіння.

Схильність до деформаційного старіння таких сталей є головним показником їх якості, оскільки при штамповці складних виробів з великим витяганням із холоднокатаних листів, що піддаються старінню, утворюються поверхневі дефекти – лінії ковзання. Утворення цих дефектів пов'язано з неоднорідною деформацією металу на площадці текучості. Наявність зуба і площадки текучості, її довжина є критеріями схильності сталі до деформаційного старіння, та, отже, до здібності утворювати дефекти у вигляді смуг – ліній ковзання. Чим більша площадка текучості, тим сталь більш схильна до деформаційного старіння.

Зуб і площадка текучості на діаграмі розтягнення зумовлена закріпленням дислокацій атмосферами Коттрелла (атомами впровадження – вуглецю і азоту), дислокації вириваються із закріплення при досягненні межі текучості. Площадка текучості зумовлена рухом вільних дислокацій, що вирвані із закріплення при постійному напруженні. Отже, атоми впровадження, що знаходяться у твердому розчині, відповідають за деформаційне старіння. Атоми азоту ініціюють схильність до деформаційного старіння. Причина цього – велика розчинність і дифузійна рухливість атомів азоту в α - залізі в зрівнянні з вуглецем. Щоб зробити сталь нестаріючою, як стверджує автор [124], необхідно зв'язати азот нітридоутворюючими елементами (алюмінієм чи ванадієм), і вивести його із твердого розчину. В різних дослідженнях також вказана можливість використання з цією метою ще і титан, хром, бор, марганець.

Значна кількість робіт присвячена проблемам виробництва високоякісного гарячекатаного тонкого листа. За кордоном розроблені та засвоєні нові технологічні

процеси: CSP, TSP, ISP, CPR, UTHS, CONTROLL, DSP, Poni Mill та ін. Розробкою та засвоєнням технологій, обладнання для виробництва гарячекатаних особливотонких штаб займаються фірми Hylsa (Мексика), Danieli United (Італія), Kawasaki Steel і Nippon Steel (Японія), Schloemann Siemag і Mannesmann Demag Hüttentechnik AG (Германія) та ін. Основними постачальниками обладнання для виробництва особливотонкої гарячекатаної листової сталі є: в Європі – SMS Schloemann Siemag AG, в Японії Mitsubishi Ind Kawasaki Steel. Важливою проблемою, що стоїть перед виробниками і споживачами листового металопрокату (найважливішого конструкційного матеріалу для автомобіле- і машинобудування), є зменшення витрат при виробництві і споживанні продукції з одночасним зберіганням чи підвищенням рівня її якості. Зниження виробничих витрат при зростаючих вимогах паливної економічності, безпеки та зростання строків експлуатації автомобілів необхідно здійснювати при підвищенні конструктивної міцності, зносостійкості, корозійної стійкості різних вузлів та кузова автомобіля при зменшенні його маси [125, 126].

Наприкінці XX століття на автомобільному ринку почали розповсюджуватись нові композиційні матеріали. Ведучі виробники сталей Японії, ФРН, США почали розробку нових високоміцних сталей. Машини, які розроблені на основі цих сталей, повинні бути надлегкими, економічними, безпечними для людини та довкілля, максимально комфортними, легкими в керуванні, але без підвищення базової вартості. Світові виробники металопрокату систематизують перспективні сталі, розробляють нові та впроваджують існуючі марки сталей в автомобільну промисловість. Розробляються нормативні документи по використанню високоміцних сталей, що застосовуються в машинобудуванні [127, 128]. Основними стандартами, що регламентують вимоги до тонколистової сталі (товщиною до 3,9 мм), яка використовується для автомобілебудування, є ГОСТ 16523–97 і ГОСТ 9045–93.

Корпус автомобіля повинен на 90 відсотків складатися із високоміцних та надвисокоміцних сталей, які повинні бути здатними до пластичної деформації в процесі виготовлення деталей автомобілю. Основними вимогами, що пред'явлені до кузовних сталей, є штампованість, корозійна стійкість та фарбування. Виконання цих

вимог залежить від хімічного складу сталей, технології виробництва та виготовлення конкретної деталі корпусу автомобіля. Структура і фазовий склад більшості марок автосталей оптимізуються за допомогою прокатки і термічної обробки [124, 129, 130].

Проблема суттєвого поліпшення штампованості холоднокатаних листів при збереженні міцності в промислово розвинутих країнах вирішується шляхом використання IF-сталей (Interstitial Free Steels) чи сталей з вільними міжвузловинами. Такі сталі відрізняються ультранизьким вмістом вуглецю (тисячні долі відсотка по масі) та регламентованою кількістю сильних карбонітридоутворюючих елементів (V, Nb, Ti). Повне зв'язування атомів вуглецю та азоту в карбіди та нітриди виключає утворення цементиту в структурі та вільного азоту в твердому розчині, сприяє однорідності структури та покращенню механічних властивостей по довжині рулону, а також зменшує схильність сталі до старіння та забезпечує кращу її пластичність, деформаційне зміцнення і сприятливу для високої штампованості природу. Сталі без фаз впровадження у найбільшій мірі придатні до неперервного відпалу і нанесенню металопокриттів.

Рівень виробництва таких сталей у світі постійно збільшується. Їх виробництво передбачає більш глибоке зневуглецювання та отримання малого вмісту азоту, що є показником рівня металургійних технологій [131, 132].

Сталі без фаз впровадження (IF) високопластичні, їх структура стабілізована мікродобавками титану та ніобію [133, 134], містять наднизьку кількість вуглецю ($\leq 0,005\%$), який сумісно з азотом повністю зв'язаний в карбіди, нітриди і карбонітриди. Міцність зумовлена зміцненням твердого розчину кремнієм, марганцем і фосфором. Висока штампованість цих сталей досягається за рахунок наднизького вмісту вуглецю та азоту. Типовий хімічний склад IF-сталей: 0,002% C; 0,01 % Si; 0,15 % Mn; 0,01 % P; 0,01 % S; 0,0025% N; 0,04% Al; 0,016 % Nb; 0,025% Ti. Додаткове мікролегування фосфором, кремнієм, марганцем і бором підвищує міцнісні характеристики IF – сталей. Використання IF-сталей замість звичайних низьковуглецевих (типу 08Ю) забезпечує при збереженні міцності зниження маси пропорційне глибині витяжки [125].

В роботах [121, 123] детально проаналізовані вимоги до хімічного складу низьковуглецевих сталей та вплив цього фактору на пластичність та штампованість. Марганець підвищує міцність матеріалу, але його присутність необхідна для зв'язування сірки в сполуки, що пластично деформуються. Кількість марганцю повинна бути в 5–10 раз вищою, ніж сірки (норма складає 0,25–0,5 % Mn).

В сталях, що розкислені Al та призначені для глибокої витяжки, вміст кремнію повинен складати 0,17–0,37%. Кремній підвищує межу міцності та текучості та знижує відносно подовження. Вміст вуглецю та кремнію в низьковуглецевій сталі впливає на кількість та розподіл структурних складових фериту і перліту. При низькому співвідношенні концентрації цих елементів зменшується міцність, можливо утворення замість перліту включень структурновільного цементиту по границях зерен, що збільшує крихкість та зменшує корозійну стійкість. При високому співвідношенні знижується пластичність та зменшується корозійна стійкість. Сірка та фосфор в сталях є шкідливими, їх вміст не повинен перевищувати 0,01%.

Із газів найбільш шкідливими є азот та кисень, які негативно впливають на старіння сталі і знижують пластичні властивості листів. Азот, як і фосфор, підвищує σ_B і σ_T . Максимальний вміст азоту допускається 0,02%, водню – 0,0004%, кисню – 0,003%. Гази в сталі утворюють пузири, які закатуються та приводять до розшарування листа.

Нестаріючі сталі для глибокої витяжки містять невелику кількість розкисляючих домішок (Al, V, B, Ti), які зв'язують азот, вуглець і кисень (титан). Алюміній зв'язує азот, покращує пластичні властивості сталі та робить її нестаріючою при вмісті до 0,02%. При вмісті алюмінію вище 0,02% покращується мікроструктура сталі після кінцевої термічної обробки листа. Алюміній – поверхневоактивний елемент, знижує поверхневі напруги на границях феритних зерен, що підвищує здатність сталі до глибокої витяжки (при вмісті 0,02–0,09%). Алюміній має майже однаковий атомний радіус із залізом, незначно зміцнює матеріал та зменшує коефіцієнт нормальної пластичної анізотропії. Для нестаріючої розкисленої алюмінієм сталі форма зерен має важливе значення. При вмісті 0,03–0,07% Al можна

отримати зерна витягнутої форми в структурі, що підвищує здатність до глибокої витяжки в зрівнянні з листами із сталі з рівновісними зернами (структура із зернами витягнутої форми в площині, паралельній поверхні листа має властивості крупнозернистого матеріалу, перпендикулярній поверхні листа – дрібнозернистого) [123].

Ванадій і бор – більш слабкі розкислювачі в зрівнянні з алюмінієм (достатній вміст ванадію – 0,02–0,04%, бору – 0,005–0,007%). Титан зв'язує азот в карбіди титану, кількість титану повинна бути в 4,5 рази більша, ніж кількість вуглецю. Негативний вплив титану – зміцнення матеріалу, утворення гострокутних карбонітридних віділень, які окрихчують межі зерен і знижують пластичність металу.

Кальцій застосовують для зв'язування кисню, сірки, азоту та очищення сталі від неметалевих включень. Оскільки виділення міді по границях зерен знижує пластичність і штампованість сталі, а кальцій є сильним поверхнево-активним елементом в залізних сплавах з підвищеною горофільністю, він перешкоджає збагаченню титаном, міддю та фосфором границь зерен, покращує пластичність та штампованість сталі. В результаті зменшується кількість суміжних плівкових гострокутних віділень карбонітридів і сульфідів, причому останні трансформуються в сульфіди кальцію. Горофільність – позитивна поглинаюча активність розчинених домішок. Горофільні домішки збагачують зони структурної неоднорідності домішковими атомами, які знижують їх надмірну енергію [135]. Необхідне спільне застосування кальцію та низького сумарного вмісту вуглецю і кремнію для збільшення концентраційно-структурної однорідності, чистоти границь зерен та збільшення корозійної стійкості [136].

В промислово розвинутих країнах листовий прокат для автомобілебудування регламентується показниками нормальної пластичної анізотропії та деформаційного зміцнення. Автором [137], зазначено, що IF-сталі мають низьку межу текучості та високі показники штампованості: подовження δ ; показник деформаційного зміцнення n ; коефіцієнт нормальної анізотропії R (показник Ленкфорда), що характеризує здатність металу до глибокого витягування. IF-сталі використовують для деталей

автомобілів, які не вимагають високої міцності, та отримують при суттєвому витяганні.

Коефіцієнт зміцнення (показник здатності сталі до рівномірного подовження, тобто здатність зазнавати витяжні операції без втрати стійкості) визначає локальне стоншення листової сталі при деформації та кінцеву міцність відштампованої деталі. Коефіцієнт зміцнення залежить від ступеню та об'єму деформації ($n \sim 0,5-0,65$). Коефіцієнт зміцнення намагаються знизити (при збільшенні будь-яких елементів, що входять до складу сталі) та отримати лист із $\sigma_T = 160-200$ МПа [121]. Крупнозернисті матеріали деформуються при менших σ_T , ніж дрібнозернисті, але коефіцієнт зміцнення у крупнозернистих більше. Межа текучості зростає зі збільшенням протяжності границь (подрібненням зерна) та забрудненню домішками.

Авторами [138, 139] вказано, що (R) – показник здатності металу до глибокої витяжки, характеризує відношення деформації по ширині листової заготовки до деформації по товщині. Співвідношення величини деформації зумовлено текстурою матеріалу, причому може виникнути додаткова плоска анізотропія, яка характеризується показником R та потрібна для визначення можливості утворення фестонів при глибокому витяганні. R намагаються збільшити та отримати $R > 1,8$. Введення в сталь титану для виведення вуглецю та азоту із твердого розчину заліза підвищує R [121].

Автори роботи [140] вважають, що елементи заміщення та впровадження впливають на коефіцієнт зміцнення через змінення дислокаційної та зеренної структури. Моррисон [141] показав, що значення n підвищується зі збільшенням розміру феритного зерна відповідно до формули:

$$n = \frac{5}{10 + d^{\frac{1}{2}}}, \quad (2.1)$$

де d – середній розмір зерна, мм

Відповідно до даних роботи [142], при температурі нагріву менше, ніж 1180°C , збільшується штампованість як результат зменшення дрібнодисперсних виділень TiN , TiS , $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ та TiC . Однак, деформація слябів із пониженою температурою ускладнює

досягнення особливої умови: перевищення температури закінчення прокатки ($T_{\text{КП}}$ – основна характеристика IF-сталі) над температурою фазового перетворення. Не існує єдиної думки про вплив $T_{\text{КП}}$ на штампованість. Найкраща штампованість досягається при $T_{\text{КП}} = 900^\circ\text{C}$ та зменшується при зміні $T_{\text{КП}}$ в будь-яку сторону від 900°C . Однак, за даними інших досліджень, штампованість IF-сталей безперервно зростає зі збільшенням $T_{\text{КП}}$, чи монотонно спадає, оскільки $T_{\text{КП}}$ сильно впливає на процеси виділення дрібнодисперсних фаз із твердого розчину та залежить від хімічного складу сталі.

В результаті досліджень, що проведені в роботі [143], встановлено, що температура нагріву IF-сталі повинна бути не більше, ніж 1250°C . Зниження температури до 1150°C є сприятливим для механічних властивостей: знижується межа текучості, збільшуються значення коефіцієнту нормальної пластичної анізотропії та відносного подовження готової продукції. Це пояснюється тим, що при підвищенні температури нагріву відбувається часткове чи повне (в залежності від вмісту марганцю) розчинення карбосульфиду титану. Результатом цього є виділення в процесі гарячої прокатки дрібнодисперсних часток карбиду титану, які погіршують текстуру холоднокатаної відпаленої сталі, та стримують зростання зерна фериту.

В літературних джерелах [144–146] досліджували механізми зміцнення IF-сталей. Головні фактори зміцнення – подрібнення зерна феритної матриці, легування твердого розчину, регулювання щільності дислокацій та субструктури при холодній прокатці, додаткові – випадіння часток із твердого розчину та текстурне зміцнення.

В дослідженнях структурно-фазового стану металу при обробці [147–149] приділяється увага питанням утворення виділень та сегрегацій в IF-сталях, фазових перетвореннях ($\gamma \rightarrow \alpha$), а також процесу рекристалізації. Низькі величини відношення $\sigma_{\text{T}}/\sigma_{\text{B}}$ і високий ступінь деформаційного зміцнення цих сталей гарантують високі міцнісні властивості та однорідність товщини деталей кузова. Використання цих сталей замість звичайних низьковуглецевих сталей забезпечує при зберіганні міцності зниження маси пропорційне глибині витягування. Зміцнення поверхні IF - сталей при відпалі досягається за рахунок утворення твердої фази Ti–N.

Гаряча деформація сталі – основна операція по змінінню форми злитка і підвищенню механічних властивостей – проводиться на прокатних станах за декілька проходів, та на безперервних багатоклітьових станах гарячої прокатки. При цьому деформація відбувається поступово, тобто обтиснення здійснюються через певні проміжки часу, причому температура деформації в кожній наступній кліті нижче, ніж у попередній. Під час переходу заготовки із однієї кліті в іншу деформація припиняється. В цей час сталь частково відновлює структуру. Структура, отримана в результаті декількох послідовних стискувань і пауз, формується при поєднанні динамічних та статичних змін рекристалізаційного характеру.

Авторами [150, 151] зазначається, що температурні режими гарячої прокатки визначають структуру металу, якій відповідає якість листа.

При гарячій обробці тиском зміцнення, яке отримане металом в процесі пластичної деформації, повністю усувається рекристалізацією, а метал отримує рівновісну мікроструктуру, причому волокниста будова зберігається.

В роботі [152] детально викладені основи теорії прокатки. При прокатці листів використовують валки з робочою частиною у вигляді циліндру. Розрізняють геометричний осередок деформації (частина листа, який в даний час піддається пластичній деформації) та фізичний, що виходить за межі геометричного.

Відомо, що лист втягується в валки за рахунок дії сил зовнішнього тертя на контактних поверхнях в зоні деформації. Захват листа валками відбувається при виконанні наступної умови: тангенс кута захвату повинен бути меншим, ніж коефіцієнт тертя при захваті, чи дорівнювати йому. Здатність валків до захвату зростає із зростанням коефіцієнту тертя. При проходженні між валками товщина листа зменшується, а довжина і ширина збільшуються.

Коефіцієнт витяжки характеризує змінення довжини листа і площі поперечного перерізу. Враховуючи умову постійного об'єму, коефіцієнт витяжки визначається по співвідношенню площ поперечного перерізу листа до та після прокатки. Якщо технологічний процес передбачає декілька проходів металу через

валки, то розрізняють коефіцієнти витяжки в кожному проході та загальний коефіцієнт витяжки.

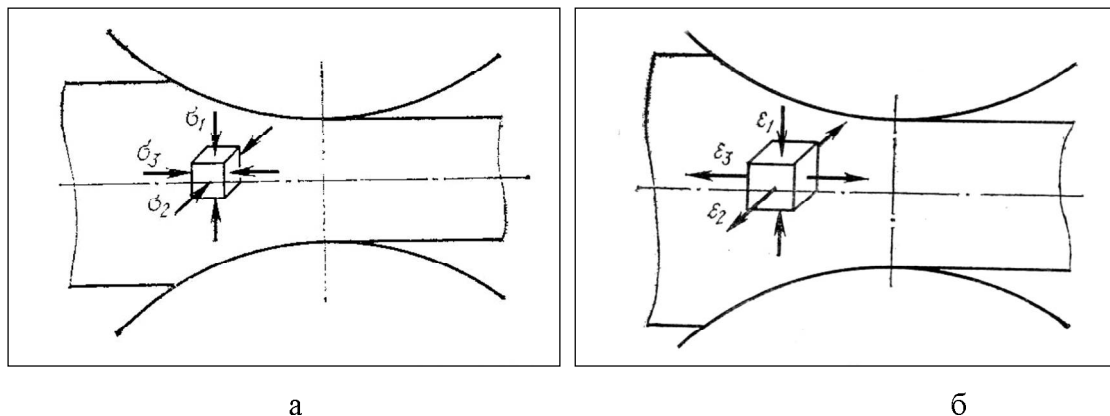


Рис. 2.2. Основна схема напруженого (а) та деформованого (б) стану листа при прокатці [152]

Коефіцієнт витяжки дорівнює відношенню швидкості переднього кінця листа до швидкості заднього кінця. В процесі прокатки через будь-який поперечний переріз осередку деформації за одиницю часу проходить однакова кількість металу. Середня швидкість деформації на БШС складає 20–25 м/с. Із збільшенням швидкості прокатки коефіцієнт тертя знижується. З підвищенням температури металу зростає шар оксидів на його поверхні. Спочатку оксиди викликають підвищення коефіцієнту тертя, а потім їх міцність зменшуються і вони починають діяти як мастило, що викликає зниження коефіцієнту тертя. Таким чином, прокатка при 700–1000°C відповідає максимальному коефіцієнту тертя. Коефіцієнт тертя знижується зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі, а також зі збільшенням кількості мастила, що втягується в осередок деформації. Оскільки основне призначення мастил – зниження сил тертя на контактних поверхнях в осередку деформації та зменшення зносу валків, ефективність дії мастил залежить від в'язкості мастила та вмісту в ньому поверхнево активних речовин. Із збільшенням в'язкості зростає товщина шару мастила на контактних

поверхнях, що приводить до зменшення коефіцієнту тертя. При гарячій прокатці коефіцієнт тертя складає при захваті 0,3–0,5, при процесі, що встановився, – 0,2–0,4.

Важливим є визначення зусилля прокатки – рівнодійна всіх елементарних сил нормального тиску і тертя, що діє на метал з боку валків (завжди перпендикулярна до осі листа, та залежить від площі контактної поверхні і середнього контактного тиску). Значення середнього контактного тиску залежить від природної жорсткості металу (межі текучості), та від напруженого стану металу, що деформується. Зі збільшенням обтискування коефіцієнт напруженого стану та межа текучості зростають у зв'язку з деформаційним зміцненням. В тонких листах більш помітним є вплив сил тертя на зусилля прокатки, тому зі зниженням товщини листа коефіцієнт напруженого стану зростає.

Як зазначено автором [152], важливим є питання розподілу напруг і деформацій в об'ємі тіла, що деформується. Напружений стан листа при прокатці характеризується об'ємною схемою з трьома стискаючими напругами, величина яких змінюється по об'єму осередку деформації: найбільшою є вертикальна напруга σ_1 , яка утворюється тиском валків і забезпечує пластичну деформацію металу. Мінімальною є напруга в подовжньому напрямку: метал тече в напрямку мінімального опору своєму переміщенню. Таким чином, для процесу прокатки характерно співвідношення: $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ (рис. 2.2, а). Напружений стан поблизу бокових крайок листа відрізняється від схеми трьохстороннього стискування. Часткам металу в цих зонах легше пересуватись в поперечному напрямку, ніж в подовжньому, оскільки поперечні сили тертя відносно малі. Однак середина та крайки листа отримують однакову витяжку, при цьому в крайках утворюються додаткові напруги розтягнення. В результаті схема напруженого стану на крайках складається із двох стискаючих напруг (σ_1 і σ_2) і одного розтягуючого (σ_3). На боковій поверхні листа напружений стан є плоским – відсутня напруга σ_2 . Розтягуючі та стискаючі напруги впливають на формування структури.

Аналіз деформованого стану листа, що прокатується, враховує той факт, що у вертикальному напрямку відбувається стискування, а за двома іншими осями –

подовження. Таким чином, схема деформованого стану є об'ємною, та характеризується однією деформацією скорочення та двома деформаціями подовження (рис. 2.2, б).

Метал деформується не одночасно за всією довжиною, а тільки на тій ділянці, де відбувається обтискування. Деформація металу при проходженні його між валками нерівномірна і залежить від ступеню обтискування (різниця між товщиною листа і зазором між валками). При малих ступенях обтискування спостерігається тільки поверхнева пластична деформація, в результаті поверхневі шари металу мають більшу напруженість, швидкість течії їх менше швидкості розтікання середніх шарів. При сильному обтискуванні деформуються всі шари металу, центральні зони більш напружені, та мають меншу швидкість течії металу. Різниця в швидкостях розтікання різних шарів металу викликає нерівномірність напружень, отже, і нерівномірності деформації. Нерівномірність деформацій спостерігається і по ширині листа – на бокових гранях смуга деформації є менш глибокою, ніж в центрі. Різниця напружень і швидкості течії металу приводить до бокових надривів чи розривів листа з кінця.

Важливим показником процесу прокатки, на думку автора [152], є середній контактний тиск (який би був за умовою рівномірного його розподілу по контактній поверхні). Величина середнього контактного тиску залежить від межі текучості, та від напруженого стану металу, що деформується. Межа текучості при гарячій прокатці, як відомо, залежить від хімічного складу металу, від температури, швидкості та ступеню деформації. Ці фактори впливають і на середній контактний тиск. Із зменшенням товщини листа середній контактний тиск зростає (більш різко проявляється гальмуюча дія сил тертя в осередку деформації). Чим більш тонким є лист, що прокатується, тим більш різко впливають сили тертя на тиск.

Автори [153] досліджували закономірності формування різнозернистої структури тонкого гарячекатаного листа. Вибір температурних режимів прокатки та охолодження металу здійснювали на основі термодинамічних діаграм. Показано, що значення температури кінця прокатки не повинне перевищувати A_{r3} , яка визначається із врахуванням хімічного складу сталі і швидкості охолодження прокату. Температура

змотки повинна бути не нижчою, ніж A_{T1} , тоді структурні перетворення в сталі в рулоні не відбудуться. В роботі враховували неповне знеміцнення металу при деформації за два проходи на розмір зерна фериту. Якщо метал не встигає повністю знеміцнитися під час міждеформаційної паузи, то критичний ступінь деформації може не спостерігатись.

Температура гарячої прокатки має значний вплив на мікроструктуру гарячекатаного листа [154]. Якщо температура прокатки нижче, ніж критична точка A_{T3} , то кінцева структура гарячекатаного металу характеризується поверхневим шаром крупних феритних зерен. В міжкритичному інтервалі температур (МКІТ) відбувається утворення фериту, який виникає в поверхневому шарі в результаті знеуглецювання та більш швидкого охолодження за рахунок відведення тепла. Чим нижчою буде температура закінчення прокатки T_{KP} , тим більшою буде товщина крупнозернистого шару. Із збільшенням розміру зерна знижується межа текучості, але здатність до витяжки погіршується.

Гаряча обробка тиском завжди передує холодній та теплій обробкам, або є самостійною технологічною операцією формоутворення різних виробів. При гарячій обробці розрізняють структурні зміни безпосередньо в осередку деформації та після неї, коли метал вже вийшов із осередку, але ще залишається гарячим. На будь-якій стадії деформації метал має підвищену щільність дислокацій та пов'язану з нею енергію, яка служить темодинамічним стимулом відновлюючих процесів після закінчення деформації [155].

При гарячій пластичній деформації (особливо при низькій температурі закінчення прокатки) аустенітні зерна можуть мати високу щільність структурних дефектів (деформаційних смуг, границь субструктури та ін.), які при розпаді являють собою додаткові центри зародження. Результуюча величина ефективної площі поверхні (S_{ef}) зростає. Вклад границь аустенітних зерен в сумарне значення ефективності площі поверхні буде невеликим, тому утворення дрібнозернистих продуктів перетворення стане можливим і при достатньо крупному аустенітному зерні.

Щоб забезпечити високі механічні властивості сталі в гарячекатаному стані, необхідно при гарячій пластичній деформації сформувати оптимальну (для даного хімічного складу та умов прокатки) структуру аустеніта, яка має перед початком охолодження максимальне значення $S_{\text{эф}}$, що утворюється за рахунок суттєвого подрібнення аустенітних зерен, або в результаті збільшення щільності структурних дефектів в об'ємі зерен [156].

Пластична деформація сталі в аустенітному стані супроводжується двома конкуруючими процесами: значним збільшенням щільності дислокацій, які викликають зміцнення (гаряче нагартування), і перебудовою цих дислокацій (знеміцнення сталі). Нагартування відбувається в ході гарячої деформації, знеміцнення – при деформації і після неї. Структурні і субструктурні зміни в сталі являють собою складний комплекс процесів, що накладаються один на інший.

Під час деформації в першій кліті в аустеніті розвивається внутрізеренне ковзання, двійникування та міжзеренне ковзання, яке виявляється в хвилеподібному характері границь зерен. В результаті руху дислокацій відбувається їх взаємодія під час зустрічі і блокування ковзання границями зерен, щільність дислокацій в зернах та всередині двійників збільшується до 10^{10} см^{-2} . Відбувається формування коміркової структури (субструктури), яка характерна для динамічного зміцнення. Оскільки температура деформації висока, то поряд зі зміцненням сталі розвивається динамічне знеміцнення. Це є наслідком процесів перповзання, сходу дислокацій та їх анігіляції [157].

Після деформації в аустенітній області кінцева структура гарячекатаного металу однорідна по товщині листа [154].

В залежності від ступеню деформації динамічне знеміцнення може відбуватись шляхом динамічної полігонізації чи динамічної рекристалізації. В першій кліті при високій температурі при малому ступені деформації ($\varepsilon < 10\%$) дислокації хаотично розподілені в площинах і динамічне знеміцнення відбувається шляхом утворення дислокаційних стінок і субграниць, тобто шляхом динамічної полігонізації. В результаті в зернах аустеніту утворюється комірково–полігональна субструктура.

Вона характеризується відносно високим ступенем регулярного розподілу дислокацій та має високу стійкість до термічного впливу, що пов'язано з високою досконалістю субграниць, що утворюються.

Якщо в процесі розвитку динамічного повернення критична щільність дислокацій, яка необхідна для утворення зародків рекристалізації, не досягнута, то рекристалізація не відбувається. При збільшенні ступеню деформації до 20-25% в сталі відбувається неоднорідне накопичення дислокацій, яке приводить до появи мікрооб'ємів з різною щільністю дислокацій.

Збільшення ступеню деформації до 35-50% приводить до утворення розвинутої коміркової субструктури, накопиченню дислокацій в середині зерен, та збільшенню розорієнтировок між субзернами. В цих умовах динамічна рекристалізація відбувається не тільки в результаті міграції великокутових границь, але головним чином завдяки коалесценції субзерен.

В рекристалізованих зернах щільність дислокацій поступово збільшується завдяки деформації, що триває. Зерна, які кристалізувалися першими, зміцнюються раніше, та в них знову досягається критична щільність дислокацій, що необхідна для рекристалізації, та цикл повторюється знову. Динамічна рекристалізація не може привести до повного знеміцнення сталі, оскільки в динамічно рекристалізованих об'ємах постійно вводяться нові дислокації. В динамічній рекристалізації, що протікає одночасно зі зміцненням, формується структура двох порядків: субзерна рекристалізації розміром 7-10 мкм, та мікросубзерна деформації і полігонізації з кутами розорієнтувань $\sim 1^\circ$.

Субзерна і більшість зерен витягнуті в напрямку деформації, і структура сталі в осередку деформації виглядає волокнистою (рис. 2.3) [70], хоч зерна по різному орієнтовані відносно напрямку деформації. Наприклад, при прокатці 49% зерен розгорнуті уздовж напрямку прокатки, чи мають кут відхилення до 9° , 36% відхилені на $10-19^\circ$, 7% – на $20-29^\circ$ та 8% на $30-50^\circ$. Міграція субграниць і границь може привести до перетворення витягнутих субзерен і зерен в рівновісні. Крім того, в процесі гарячої деформації можлива динамічна збірна рекристалізація, яка

відбувається шляхом міграції границь. Утворення великих зерен в процесі деформації небажано.

Характерними особливостями структури сталі на стадії динамічної рекристалізації є неоднорідність зеренної та субзеренної структури, хвилястий характер границь і субграниць, що свідчить про їх безперервну міграцію, різнозернистість. Це викликано тим, що одні зерна тільки що рекристалізувались, в інших відбулась полігонізація, в третіх полігонізація ще не почалась.

В процесі проходження листа між першою та другою клітками стану відбуваються статичні повернення і спонтанна рекристалізація, оскільки температура після проходження першої кліти значно перевищує температуру початку рекристалізації сталі. Чим вище температура і більше ступінь деформації, тим швидше відбувається післядеформаційне знеміцнення, і більш дрібними стають рекристалізовані зерна. Механізм статичного знеміцнення визначається характером структури, яка утворюється при деформації.

Після малих ступеней гарячої деформації (близько 10%), коли відсутній надлишок дислокацій одного знаку, а стійка динамічна субструктура гальмує розвиток статичної рекристалізації, аустеніт знеміцнюється шляхом повернення і полігонізації, які починаються одразу після гарячої деформації, тобто не мають інкубаційного періоду.

При підвищенні ступеню деформації до 20% статичне знеміцнення відбувається завдяки полігонізації та рекристалізації. У випадку більш високих ступеней деформації воно відбувається в результаті рекристалізації, яка починається після інкубаційного періоду (близько 10^4 с) та приводить до повного знеміцнення сталі.

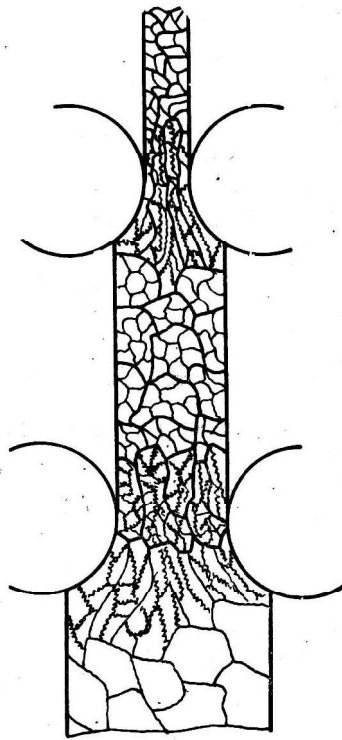


Рис. 2.3. Схема змінення мікроструктури сталі під час переривчастої деформації при прокатці [157]

При зниженні температури деформації ступінь динамічного знеміцнення сталі зменшується, що викликає постійне зростання межі текучості. Ступінь статичної рекристалізації сталі в проміжках між клітьми залежить від температури і тривалості пауз, тобто від швидкості прокатки. Розмір рекристалізованих зерен визначається ступенем і температурою гарячої деформації [157, 158].

В процесі структуроутворення при гарячій деформації відбувається знеміцнення металу в процесі деформації (динамічна рекристалізація), та після її завершення. При невеликих ступенях деформації відбувається динамічне повернення. Зі збільшенням ступеню деформації – статичне повернення та статична рекристалізація, потім – статичне повернення та метадинамічна рекристалізація, статична рекристалізація. При великих ступенях деформації – статичне повернення та метадинамічна рекристалізація. Ділянками найбільшої неоднорідності є

великокутові границі (ВКГ) вихідних зерен. При динамічній рекристалізації зародки утворюються біля ВКГ. Рушійна сила статичної і динамічної рекристалізації – енергія дефектів кристалічної будови металу, що накопичена при деформації. Обидва види рекристалізації мають однакову фізичну природу при різних умовах реалізації цих процесів: після завершення деформації чи під час її зростання при монотонному зростанні ступеню деформації. Основні фактори, які впливають на критичну ступінь деформації – розмір зерна аустеніту перед деформацією, температура деформації та швидкість деформації [159].

Під час гарячої обробки тиском поряд з пластичною деформацією відбуваються рекристалізаційні процеси, які усувають текстуру деформації та наклеп. Тому структура металу після гарячої деформації не може бути ідентифікована за допомогою мікроструктурного аналізу [160].

При малій товщині листа, що прокатується, складно витримати достатньо високу температуру деформації. У зв'язку із складністю забезпечення прокатки металу в аустенітній області температур, розробляються способи прокатки в субкритичному інтервалі температур [154].

Гаряча прокатка впливає на кінцеві властивості листової сталі для глибокого витягання через структуру гарячекатаного матеріалу. Для досягнення оптимальної мікроструктури необхідно, щоб температура кінця прокатки була вище, ніж температура перетворення A_{T3} , а останні проходи відбувались в області температур однофазної аустенітної структури.

Температура перетворення A_{T3} у маловуглецевих сталях залежить не тільки від хімічного складу (насамперед від вмісту вуглецю в сталі), але і від швидкості охолодження металу. Швидкість охолодження при прокатці в останніх клітках сучасних широкополосних станів досягає 4-5 град/сек, тому температура A_{T3} в залежності від хімічного складу сталі знаходиться у межах 835-860°C.

Температура кінця прокатки впливає на кінцеву величину та однорідність зерна. При температурі кінця прокатки вище за точку A_{T3} , кінцева величина зерна залежить від величини зерен аустеніту перед рекристалізацією, та від швидкості

оохолодження сталі при рекристалізації. Кінцеве феритне зерно буде тим менше, чим менша величина аустенітного зерна перед рекристалізацією і чим більша швидкість оохолодження металу. Із діаграми рекристалізації видно, що кінцевий розмір аустенітного зерна перед перетворенням γ - заліза в α - залізо залежить в основному від ступеню обтискування в клітках чистової групи, температури кінця прокатки та швидкості прокатки. Швидкість прокатки впливає на час, що необхідний для рекристалізації, і на зростання зерен деформованого аустеніту, оскільки від швидкості прокатки залежить час між окремими обтискуваннями. Величина аустенітних зерен і величина кінцевого феритного зерна буде тим менша, чим більша швидкість прокатки і величина обтискування, та чим ближча температура кінця прокатки до температури A_{r3} .

Значний вплив на кінцеву величину зерна має ступінь обтискування в останній клітці. Це обтискування буває наскільки малим, що може потрапити в область критичних деформацій, при яких відбувається зростання великих грубих зерен.

В залежності від температури кінця прокатки і хімічного складу сталі область критичних ступенів деформації знаходиться у межах 5-10 % (відповідно діаграмі рекристалізації гарячекатаної низьковуглецевої сталі). При температурі кінця прокатки вище точки A_{r3} велике аустенітне зерно може подрібнюватись при наступному перетворенні γ - заліза в α - залізо. Оптимальна температура кінця прокатки листів для глибокого витягання складає 860-920°C [123]. Однак, при прокатці листів товщиною менш, ніж 2-2,5 мм досягнути на практиці більш високих температур кінця прокатки, ніж A_{r3} , важко, оскільки при прокатуванні вони дуже швидко оохолоджуються. Температура кінця прокатки цих листів знаходиться в межах 830-840°C.

При прокатці листів меншої товщини температура сталі знижується до температури, що знаходиться між точками A_{r3} і A_{r1} . Температура металу в кінці прокатки знаходиться в двофазній області аустеніту і фериту, які мають різну схильність до рекристалізації і зростання зерна. Це негативно впливає на кінцеву структуру сталі. Утворюється структура із зерном різної величини, що відбувається

через велику рекристалізаційну здатність фериту до зростання зерен в порівнянні з аустенітом. Різниця в розмірі зерен у цьому випадку помітна, оскільки поверхневі шари листа, що складають 20-25% їх перерізу, містять вуглецю на 25-50% менше в зрівнянні з внутрішніми шарами.

Поверхневі шари листа з більш низьким вмістом вуглецю ре кристалізуються швидше і будуть мати більш крупнозернисту структуру в зрівнянні з внутрішніми шарами, які мають не тільки більший вміст вуглецю, але і збагачені сіркою і фосфором, що сповільнюють рекристалізацію і зростання зерен. Різниця розмірів зерен в структурі напівспокійних сталей при прокатці при температурі нижче точки A_{r3} менш помітна, що пояснюється більшою однорідністю цих сталей за хімічним складом.

Низька температура кінця прокатки (нижче A_{r3}) сприяє утворенню витягнутих феритних зерен, що нагадує структури холоднокатаного металу. Така структура виникає при неповній рекристалізації сталі в крайніх частинах рулону. Рядкова структура та феритні зерна витягнутої форми більш різко виражені, чим нижче точки A_{r3} температура кінця прокатки, і чим більше швидкість охолодження листа після гарячої прокатки [123].

Кінцева структура і властивості гарячекатаної сталі залежать від температури і ступеню деформації заготовки в передостанній та останній клітках. Для отримання в сталі сприятливої полігональної структури необхідно забезпечити певну ступінь деформації в останній клітці, та умови для протікання статичної рекристалізації між передостанньою та останньою клітками, що, в свою чергу, задається режимом деформації в останній клітці. Для кожного типу сталей встановлюють режими деформації в передостанній та останній клітках.

Температура кінця прокатки має вплив на кінцеву структуру і властивості гарячекатаної сталі. Завершення гарячої деформації при температурі вище A_{r3} сприяє отриманню однорідної зеренної структури. Після закінчення в інтервалі температур $A_{r3} - A_{r1}$, коли вона має двофазну аустеніто-феритну структуру, зеренна структура сталі неоднорідна. Це викликано різною здатністю до деформаційного зміцнення та

знеміцнення фериту та аустеніту. Пластичність сталі в двофазному стані знижується, зерна залишаються витягнутими, оскільки динамічна та статична рекристалізації протікають повільно.

Після закінчення гарячої прокатки при наступному охолодженні структура сталі змінюється відповідно діаграмі залізо–вуглець. Швидкість охолодження, за даними [156, 157, 161, 162], має великий вплив на кінцеву структуру та властивості сталі

Крім звичайної мікроструктури, маються на увазі тонкі зміни у внутрішньозеренній та дислокаційній будові. Незначні зміни у тонкій будові приводять до різкої зміни властивостей, їх чисельні характеристики відрізняються на декілька порядків.

Одним із важливих структурночутливих показників сучасних металічних сплавів є механічні властивості, що характеризують опір пластичній деформації та руйнуванню в умовах різного характеру навантаження.

Відповідно до дислокаційних уявлень, що мають експериментальне підтвердження, деформація визначається рухом дислокацій, а підвищення опору деформації можна досягти, коли в результаті впливу на структуру металу здатні до руху дислокації будуть загальмовані.

Основні механізми гальмування дислокацій в металічних сплавах:

- утворення скупчень (сегрегацій) атомів легуючих елементів (чи вакансій) навколо дислокацій в твердих розчинах;
- підвищення щільності дислокацій, що приводить до посилення взаємодії дислокацій, що рухаються, між собою, коли поле напруг навколо одних дислокацій заважає переміщенню інших;
- утворення впорядкованих (за складом чи за кристалографічними орієнтаціями) атомних будов; при русі через ці будови дислокації необхідно витратити частину своєї енергії на утворення процесів порядок – не порядок, що приводить до її гальмування.

Процес пластичної деформації, що визначається рухом дислокацій, що рухаються за певними системами ковзання, є локальним за своєю природою. В полікристалічному металічному сплаві, завдяки різній орієнтації суміжних об'ємів, цей процес локалізації ще більше посилюється внаслідок суттєвого випередження руху дислокацій в сприятливо зорієнтованому об'ємі в зрівнянні з несприятливо орієнтованим. При наявності в сплавах металургійних дефектів (тріщин, неметалевих включень), а в реальних деталях концентраторів напруг (надрізів, різких переходів перетинів та ін.), що сприяють утворенню пікових напруг, локалізація деформації в мікро- і субмікрооб'ємах набуває небезпечний характер.

Локалізація буде виявлятися в тому, що дислокації, що рухаються в певних мікро- і субмікрооб'ємах, будуть в них загальмовані. У бар'єрів, що перетинають (обмежують) вказані об'єми, будуть утворюватися скупчення.

Небезпека таких скупчень визначається тим, що вони утворюють в металі області з високою концентрацією напружень, що досягають теоретичної міцності. Можлива релаксація небезпечних пікових напружень шляхом прориву бар'єру та естафетної передачі дислокацій в суміжний об'єм чи утворення зародку крихкої тріщини (відривом), що також пов'язано з релаксацією небезпечних пікових напружень, але шляхом пересування дислокацій в порожнину тріщини, що утворюється.

Отже, як зазначено в роботі [163], основні явища, що визначають механічну поведінку матеріалів, є їх деформація і руйнування під дією прикладених сил.

Полікристалічний гомогенний матеріал складається із багатьох неупорядковано зорієнтованих кристалів чи зерен, які відділені один від іншого викривленими приграничними об'ємами – границями зерен. Механічні властивості полікристалів, як вважає автор [164], пов'язані із властивостями їх зерен. Головний вплив границь в полікристалі на його механічні властивості полягає в тому, що у певних областях зерен, що прилягають із двох сторін від загальної границі, повинен бути узгоджений розвиток деформації, який забезпечує сумісність зерен. Опір пластичній деформації збільшується не через наявність границі (приграничного

об'єму), а через взаємодію між кристалами, які розділяються цією границею. Якщо зсуви після досягання границі (субграниці) затримуються біля неї, то деформація локалізується у мікрооб'ємах, а загальний опір деформації полікристалічного зразка збільшується. Ефективність границі як перешкоди для поширення деформації визначається у цьому випадку ступенем неспівпадіння орієнтації площин ковзання у сусідніх кристалах, що може бути пов'язано зі збільшенням кута розорієнтування.

Велику увагу автори роботи [157] приділяють дослідженню впливу умов закінчення деформації на структуру сталі. На їх думку, кінцева структура та властивості гарячекатаної сталі залежать від температури і ступеню деформації заготовки в передостанній та останній клітках. Для отримання в сталі сприятливої полігональної субструктури необхідно забезпечити певну ступінь деформації в останній клітці та умови для здійснення статичної рекристалізації між передостанньою та останньою клітками, що задається режимом деформації в передостанній клітці.

Температура кінця прокатки впливає на кінцеву структуру і властивості гарячекатаної сталі. Закінчення гарячої деформації при температурі вище A_{r3} для доєвтектоїдної сталі сприяє отриманню однорідної зеренної структури. Після закінчення прокатки доєвтектоїдної сталі в інтервалі температур $A_{r3} - A_{r1}$, коли вона має двофазну аустенітно – феритну структуру, зеренна структура сталі неоднорідна. Це викликано різною здатністю до деформаційного зміцнення та знеміцнення фериту та аустеніту. Пластичність сталі в двофазному стані знижується, зерна залишаються витягнутими, оскільки динамічна та статична рекристалізації відбуваються повільно [157].

В роботі [165] підкреслюється, що структура і властивості низьковуглецевих сталей формуються в останній клітці з подальшим охолодженням листа на відповідному рольгангу. Оптимальною структурою гарячекатаного підкату є однорідне феритне зерно 8–9 номеру з рівномірним розподілом дисперсного цементиту. Однак, через недоліки технології в гарячекатаній сталі утворюється різнозерниста структура з перлітом та крупним структурно вільним цементитом, що викликає низькі механічні властивості (підвищені σ_B , σ_T , знижене δ).

Автори [162] стверджують, що фазові перетворення, які відбуваються в сталях в процесі охолодження, визначаються термкінетичними діаграмами, які для НС та УНС є подібними. Для отримання структури, що вимагається, необхідно враховувати тривалість динамічної рекристалізації аустеніту після виходу із останньої кліти стану на протязі післядеформаційної паузи, температуру початку і кінця $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, швидкість охолодження в інтервалі температур $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, температуру змотки металу в рулон. Керувати структурою гарячекатаної сталі можна при зміні температурних умов кінця прокатки і температурно-швидкісного режиму охолодження. На однорідність зерна в структурі в основному впливає температура кінця прокатки, а на утворення перліту – режим охолодження.

Деформація сталі при субкритичних температурах (тепла деформація сталі), детально описана авторами [166], здійснюється в температурному діапазоні $0,3-0,6t_{пл}$ (за абсолютною шкалою температур). Верхня границя цієї області відповідає температурам початку рекристалізації. При неповній гарячій деформації відбувається процес звороту, а не рекристалізація. Чим більша швидкість деформування і нижча температура металу, тим з меншою мірою відбувається знеміцнення.

Для забезпечення високої пластичності в гарячекатаній сталі, необхідно забезпечити отримання структури, як в холоднокатаній сталі після відпалу [167]: необхідна рівномірна зеренна структура, замість перлітоподібних ділянок - утворення глобулярного цементиту. Таких умов можна досягти при нагріві до температур нижче A_{c1} : області фериту з підвищеною щільністю дислокацій будуть сприяти прискоренню дифузійних процесів атомів вуглецю і підвищенню швидкості коалесценції та перерозподілу часток цементиту в феритній матриці. В результаті можна отримати структуру металу, схожу із структурою сталі після холодної прокатки та відпалу. Збільшення часу витримки при температурах поблизу A_{c1} може привести до збільшення розміру зерна фериту, виникненню різнозернистості та зниженню пластичності.

Авторами роботи [168] показано, що коли поліморфне перетворення відбувається в не повністю рекристалізованому аустеніті, ферит може успадкувати

наклеп матриці, що приведе до прискорення збиральної рекристалізації та викликає різнозернистість. $T_{КП}$ повинна бути вищою, ніж початок перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$, але достатньою для проходження первинної рекристалізації (із врахуванням наклепу) до початку прискореного охолодження.

При великій кількості дисперсних часток не відбувається збиральна рекристалізація, не розвивається первинна рекристалізація. Змінення вмісту вуглецю у вихідному металі в межах 0,013–0,018 до 0,035–0,04% суттєво не впливає на величину зерна у відпалених листах, а також на загальний характер структури, однак впливає на текстуру листів. При знеуглецюючому відпалі гарячекатаного листа змінюється текстура деформації в знеуглецьованому металі, більш сильно виражена реброва складова текстури (110), та більш слабкою є складова (100) [169].

Після теплої (неповної гарячої) деформації метал має частково рекристалізовану структуру [170]. При феритній прокатці зростає щільність дислокацій, та відбувається безперервне деформаційне зміцнення. Основна мета феритної прокатки – зменшення зусилля деформації, та збільшення ступеню деформації (без руйнування) в зрівнянні з обробкою тиском при кімнатній температурі.

Механізм теплої деформації оснований на внутрішньозеренному ковзанні. При 200° С дислокації в сталі розподілені хаотично, ознак динамічного звороту ще нема. Рухливість дислокацій при 300°С декілька збільшується, в цьому випадку можуть формуватися окремі полігональні стінки. Щільність дислокацій в сталі після прокатки в інтервалі температур 200-300°С максимальна. Підвищення температури деформації до 400-500°С приводить до активізації нових систем ковзання, полегшенню множинного ковзання. Відбувається динамічна полігонізація, в сталі формується субструктура. Щільність дислокацій в сталі нижче, ніж після деформації при 300°С. Тепла деформація в інтервалі температур 200–500°С супроводжується перебудовою дислокаційної структури внаслідок переповерхання та анігіляції дислокацій, але без міграції границь зерен, оскільки дифузійна рухливість атомів незначна.

Міжзеренне ковзання проявляється в процесі теплої деформації при 600–800°C, тобто на 100-200°C вище температури початку рекристалізації. Дислокації збираються в смуги, розподіл дислокацій неоднорідний, в сталі утворюються центри первинної рекристалізації, які зростають в результаті міграції великокутових границь. При нагріві знижується опір металу пластичній деформації.

В результаті теплої деформації не тільки полегшується формозмінення сталей, що важко деформуються, але і досягається високий комплекс механічних властивостей: підвищена міцність при збереженні високих пластичності та в'язкості. Це обумовлено формуванням розвинутої та стійкої субструктури з малими розмірами субзерен.

Теплій деформації підлягають вуглецеві сталі з феритоцементитною структурою. У цьому випадку досягається більше зміцнення сталі, ніж при холодній деформації. Підвищення міцності сталі в процесі теплої прокатки пов'язано з розмноженням дислокацій, утворенням дислокаційних скупчень та впливом цементитних часток, що гальмують рух дислокацій. Однак ці фактори діють і при холодній деформації. Специфікою теплої деформації є додаткове зміцнення фериту за рахунок утворення малорухомих чи нерухомих дислокацій. Дислокації, які генеруються в процесі теплої деформації, взаємодіють з атомами домішок впровадження в фериті (азоту та вуглецю). Оскільки в інтервалі температур теплої деформації ці атоми мають високу рухомість, на дислокаціях утворюються атмосфери Коттрелла. Вони гальмують рух дислокацій, для подальшої деформації необхідні нові дислокації, генерування яких вимагає підвищення напружень, внаслідок чого сталь зміцнюється. При теплій деформації процес утворення атмосфери безперервно підтримується.

Максимальне зміцнення спостерігається після теплої деформації при 300°C, оскільки у цьому випадку щільність дислокацій в сталі максимальна, а рухливість атомів впровадження достатньо висока. Утворення домішкових атмосфер на дислокаціях, що рухаються, в процесі теплої деформації – динамічне деформаційне старіння.

Зміцнення сталі при 300°C, як вважає автор [164], приводить до зниження пластичності. Це явище називається синеламкістю і пов'язано з взаємодією рухливих дислокацій з атомами азоту, кисню та вуглецю. При виборі режиму теплої деформації сталей, які схильні до синеламкості, слід враховувати, що температура деформації не повинна співпадати з температурою зниження пластичності. В результаті підвищення температури деформації рухливість дислокацій значно збільшується і вони утягують за собою атмосфери, які, в свою чергу, легко переміщуються завдяки збільшенню дифузійної рухливості атомів.

Якщо температура кінця прокатки гарячедеформованих сталей знижується до 900-800°C, то слід враховувати, що прокатка закінчується в області температур теплої деформації, коли динамічні рекристалізаційні процеси значно уповільнюються. Структура такої сталі характеризується розвиненою динамічною субструктурою, в ній спостерігається смугастість, яка обумовлена переважним зростанням динамічно рекристалізованих зерен в напрямку прокатки.

В процесі теплої прокатки в сталі можуть виділитися частки надлишкових фаз (нітриди, карбонітриди, оксиди) розміром $(5-12) \times 10^{-7}$ см, що зменшують міцність сталі, оскільки такі крупні частки не здійснюють зміцнюючого впливу. Дрібні частки надлишкових фаз, які містяться в смугах ковзання, на границях і субграницях, утримують міграцію границь і сприяють формуванню витягнутих зерен [157].

Оскільки процеси повернення під час теплої обробки тиском відбуваються на субмікроскопічному рівні, як зазначено авторами [160], мікроструктури металу після холодної та теплої обробок тиском з однаковим ступенем деформації не відрізняються одна від одної.

Рекристалізація – найбільш розповсюджений із процесів, що формують структуру металів і сплавів (розміри, форму, орієнтування, та ступінь досконалості кристалітів), а тим самим і структурно чутливі механічні і фізичні властивості, та їх анізотропію. Температура рекристалізації визначає температурний рівень знеміцнення металів і сплавів. В матеріалах, які не перетерплюють фазової перекристалізації, деформація і наступна рекристалізація є єдиним засобом змінення

структури. Процес рекристалізації охоплює широке коло структурних змін, які реалізуються при нагріві металу (сплаву) і приводять до зменшення вільної енергії системи. Ці процеси полягають в заміні одних зерен іншими тієї ж фази, але з меншою енергією.

Рекристалізація – процес, що забезпечує знеміцнення деформованого металу для полегшення його подальшого деформування. В деяких зарубіжних роботах вивчали вплив малих добавок на температурний рівень рекристалізації металів.

Процес рекристалізації детально проаналізований С.С. Гореліком [171]. Дослідження охоплюють питання зростання зерна холодно– та гарячедеформованих металів, проведений аналіз методик побудови діаграми рекристалізації першого, другого та третього роду, причин утворення різнозернистої структури, процесу зростання зерен в інтервалі критичних ступеней деформації. Утворення різнозернистості при нагріві деформованого металу пояснюється в цій роботі розчиненням дисперсних фаз.

В роботі [172] вказано, що аномальне зростання зерен металів після деформації з критичним ступенем є беззародковим процесом в результаті впливу внесених зернограничних дислокацій. Ступінь збільшення зерен залежить від можливості руху вихідних границь зерен, а також змінення їх структури. Автори роботи [173] заперечують, що коалесценція зерен з утворенням на початкових стадіях процесу «обірваних» границь реалізується утворенням двійників та міграцією їх некогерентних східчастих границь.

В роботі [174] вказано, що рухливою силою міграції є взаємодія границі зерна з іншими об'єктами в кристалі. Автори також вважають, що знищення дефектів при міграції границі зерна є не причиною, а наслідком міграції границі зерна.

В роботі [175] показано, що для отримання в аустенітних сталях максимального подрібнення зерен недостатня прокатка з великим ступенем деформації. Необхідно зафіксувати цю стадію максимального подрібнення зерен прискореним охолодженням, що зупинить процес розвитку збиральної рекристалізації. Рекристалізація гарячедеформованого фериту відбувається повільно

за умовою безперервного охолодження в зрівнянні з аустенітом, що підтверджується і кінетикою змінення розмірів феритних і аустенітних зерен в процесі охолодження після однакових ступенів деформації.

Автори [176] стверджують, що при обробці сталей в двофазній температурній області в результаті різної швидкості рекристалізації аустеніту і фериту формується різнозерниста структура.

У зв'язку з підвищенням важливості анізотропії фізичних та механічних властивостей виробів із полікристалічних металів і сплавів з'являється все більша кількість досліджень, які присвячені вивченню текстур рекристалізації.

При зростанні вимог до механічних властивостей сплавів виникають питання, пов'язані із різнозернистістю, яка негативно впливає на механічні властивості. До таких питань належать механізм огрубіння структури, а також утворення крупнозернистої структури при нагріванні після малих (критичних) ступенів деформації. Зростання попиту сучасної техніки на монокристали із максимально досконалою структурою призвело до більш глибокого вивчення механізму рекристалізації після «критичної деформації». Прагнення найбільш повного використання можливості додаткового зміцнення сплавів термомеханічною обробкою, збільшило інтерес до вивчення рекристалізації після деформації при підвищених температурах та особливостей структури на початкових стадіях рекристалізації [171].

Великий інтерес до умов виникнення крупнозернистої структури при рекристалізації після $\epsilon_{кр}$ пояснюється впливом, який така структура здійснює на властивості, а також тим, що рекристалізацію після $\epsilon_{кр}$ використовують для отримання монокристалів. Це явище вивчалось у багатьох роботах. Не існує єдиної думки про механізм та причини, що його викликають. Існує мала кількість робіт, у яких перед аналізом механізму рекристалізації зроблений аналіз структурних змін, що супроводжують малі деформації.

Існують дві точки зору на механізм «критичної» рекристалізації. Перша полягає в тому, що рекристалізація після «критичної» деформації не відрізняється від

рекристалізації після великих ступенів деформації, а також проходить крізь утворення зародків нових викривлених зерен. Причина крупнозернистості пов'язана з малим числом цих зародків. Ця точка зору експериментального підтвердження не має. Друга точка зору, підтверджена експериментально, полягає в тому, що крупне зерно утворюється шляхом зростання одних вихідних зерен за рахунок інших.

При вивченні механізму «критичної» рекристалізації були отримані закономірності, які підтверджують беззародковий механізм збільшення структури при нагріванні після критичної деформації. Структурні особливості металу після слабкої деформації досліджені за допомогою металографічних методів. Був зроблений висновок, що докритичні ступені деформації здійснюються головним чином міжзеренними пересуваннями, а не внутрішньозеренними зсувами. В процесі такого переміщення покращуються контакти між зернами і підвищується енергія границь, що полегшує при нагріванні зростання одних зерен за рахунок інших. З подальшим збільшенням ступеня деформації міжзеренний пластичний плин стає важким і змінюється на внутрішньозеренний зсувний (дислокаційний), який сприяє виникненню при нагріві зародків рекристалізації. Критичний ступінь деформації являє собою таку ступінь, при якій міжзеренний механізм деформації змінюється внутрішньозеренним.

Гуляев А.П. [177] пояснює збільшення розміру зерна при нагріві після $\epsilon_{кр}$ неоднорідністю деформації різних зерен. В результаті одні зерна подрібнюються, а інші залишаються цілими і при нагріванні зростають за рахунок подрібнених. Експериментально таке пояснення не підтверджується.

Основною причиною відсутності пояснення «критичної» рекристалізації є недостатня вивченість структурних змін при слабких деформаціях. Дослідження показали, що особливого «міжзеренного» механізму пластичної деформації при малих (докритичних) деформаціях не існує. Пластична деформація, починаючи із самих малих ступенів і при температурах до $0,7-0,8 T_{пл}$, здійснюється внутрішньозеренними зсувами, тобто рухом дислокацій. Це показано в багатьох роботах, які виконані на різних матеріалах – алюмінії, залізі, нікелі за допомогою металографічних та

рентгенівських методів. Також було показано, що зміщення одних зерен відносно інших є результатом їх внутрішньозеренної деформації.

На характер деформації впливає швидкість деформації, склад сталі та дисперсних фаз. Дослідження нікелевих сплавів дозволили авторам зробити висновок про важливу причину утворення різнозернистості – поєднання неоднорідності деформації та неоднорідність розподілу дисперсних фаз.

Вивчення структурних змін після малих деформацій виявило деякі особливості, що полегшують розуміння механізму критичної рекристалізації. Це стосується мікронеоднорідного характеру деформації і впливу швидкості деформації на цю неоднорідність.

Таким чином, існує уявлення про рекристалізацію після критичного ступеня деформації як про один із випадків вторинної рекристалізації, коли переважні умови для зростання мають найменш деформовані зерна.

Інший випадок вторинної рекристалізації пов'язаний з текстурованістю зерен. Рекристалізація текстурованого металу не завжди приводить до усунення переважних орієнтувань.

Практичне значення текстур рекристалізації велике і визначається анізотропією властивостей. Часто текстури небажані, але у ряді випадків їх використання корисно. У листовому металі для глибокої витяжки текстура викликає зайві витрати металу із-за нерівних, хвилястих окрайків виробів. Аналіз текстур рекристалізації дає важливі дані про механізм процесу рекристалізації. Важливі деталі процесу текстуроутворення поки що не з'ясовані. Третій випадок вторинної рекристалізації пов'язаний з утворенням в структурі зерен аномально великих розмірів, що перевищують розміри вихідних зерен в десятки і сотні раз, тобто значно більше тих, що виникають при рекристалізації після критичної деформації. Таке збільшення розміру зерна іноді називають погрубінням, а саму структуру – грубозернистою [171].

В тих випадках, коли погрубіння охоплює не весь об'єм виробу, а частину його, виникають структури з різко неоднорідним розміром зерен – різнозернисті структури.

За величиною і положенням у виробі ділянок зі структурою, яка складається із зерен, що по розмірам різко відрізняються від зерен основної маси, визначають:

- область крупних зерен розташована в певній макроділянці виробу і має розміри значно більші, ніж розмір одного зерна в двох чи трьох вимірюваннях (зональна різнозернистість);

- область крупних зерен більших за розмір одного зерна розташована тільки в одному напрямку (строчкова різнозернистість);

- окремі дуже крупні зерна чи групи дуже крупних чи дуже дрібних зерен неупорядковано розташовані по об'єму виробу (островна різнозернистість, чи мікрорізнозернистість).

В якості критерію для кількісної оцінки різнозернистості використовують декілька характеристик, що визначаються за допомогою металографічної статистики [171]. За результатами великої кількості (80-1000) вимірювань підраховують число зерен (N_k) даного діаметру (D_k) і середній діаметр зерна:

$$D_{cp} = \sum D_k N_k / N, \quad (2.2)$$

де N – загальне число вимірюваних зерен усіх розмірів

Із кривих розподілу зерен за розмірами визначають розмір тих, що найбільш часто зустрічаються. Вони відповідають максимуму на кривій розподілу, а максимальний діаметр відповідає правому кінцю цієї кривої. Вибір площі шліфа, на якій підраховують число та розміри зерен, здійснюють із врахуванням характеру різнозернистості (зонального, строчкового чи островного).

Найбільш розповсюдженим видом текстури металів і сплавів є текстура пластичної деформації, яка здійснюється за механізмами ковзання та двійникування. Ковзання відбувається в певній кристалографічній системі $\{hkl\} \langle uvw \rangle$: в площинах $\{hkl\}$, що найбільш густо усажені атомами, та в напрямках $\langle uvw \rangle$, уздовж яких відстань між атомами мінімальна. Характер та розвиток пластичної деформації в металах і

сплавах залежить також від можливості утворення в них дефектів упаковки (ДУ). Дефекти упаковки, які зумовлені порушенням порядку в укладанні шарів атомів, виникають при розщепленні повної дислокації на часткові в площині ковзання. Вони виникають з тим більшою вірогідністю, чим нижче енергія дефектів упаковки (ЕДУ, Дж/м²), яка необхідна для їх утворення.

При дорекристалізаційному нагріві (звороті) деформованого матеріалу знижується концентрація дефектів, перерозподіляються дислокації. В деяких випадках зворот супроводжується полігонізацією – процесом, при якому утворюється нова дислокаційна структура, яка являє собою сукупність окремих субзерен (полігонів), що відділені один від іншого малокутовими границями (до декількох градусів). У середині цих субзерен щільність дислокацій менше, ніж в їх границях. В ході звороту ця нерівномірність в розподілі дислокацій зростає при загальному зниженні щільності дислокацій, а кути між субзернами зменшуються. Полігонізація проявляється тим більш, чим вище ЕДУ, більш чистим є метал, вище температура деформації та нижче її ступінь. Високотемпературна деформація, при якій можуть відбуватися динамічний зворот, полігонізація та рекристалізація, сприяє усиленню поперечного ковзання дислокацій та структурним змінам, які супроводжують процеси звороту та рекристалізації.

Одним із важливих факторів, що впливає на структуру деформованого матеріалу, є величина зерна. Для вихідної дрібнозернистої структури характерна велика сумарна площа границь зерен, які перешкоджають дислокаційному ковзанню та двійникуванню та ускладнюють передачу деформації від зерна до зерна, що приводить до зміцнення металу. Структурними методами дослідження було встановлено, що подрібнення структури приводить до зменшення довжини вільного пробігу дислокацій, збільшенню щільності дефектів, особливо в границях зерен, та сприяє більш інтенсивному протіканню процесів звороту та рекристалізації при наступному відпалі. Ефект впливу границь зерен збільшується при переході від великих до малих деформацій [178].

Основним механізмом рекристалізації є міграція границь зерен, яка може бути уповільнена чи припинена цементитними пластинками, чи дуже дрібними виділеннями (заокругленими карбідами, субмікроскопічними окислами). Починаючи з декількох процентів деформації, кристаліти розбиваються на окремі фрагменти (субзерна), які розорієнтовані один від одного на кути, що залежать від взаємної орієнтовки діючих систем ковзання, зовнішніх напруг та ступеню деформації. В нетекстурованому полікристалі зерна розташовані хаотично, їх орієнтація відносно до зовнішніх сил різна. Для такого матеріалу характерна висока неоднорідність розподілу деформації за об'ємом, яка приводить до сильної розорієнтації сусідніх фрагментів (субзерен), що досягає декількох десятків градусів. Для текстурованого стану кути розорієнтувань між субструктурними складовими нижче, ніж для безтекстурного.

Загальною тенденцією при пластичній деформації є прагнення напрямку ковзання повернутися до осі розтягнення, яка характерна для схеми напруженого стану, що використовується. Однак, навіть при одноосній деформації розтягнення та низькій нарузі одразу за первинною починає діяти спряжена до неї система ковзання. В результаті в напрямку осі розтягнення устновлюється новий напрямок ковзання, відмінний від початкового.

Текстура прокатки металів і сплавів, окрім типу кристалічної решітки, ступеня та температури деформації, визначається механізмом пластичної деформації та вихідним розміром зерна. Як правило, чим вище ступінь обтискування, тим більша інтенсивність та менше розсіяння текстури. Для малих ступенів деформації проявляються проміжні нестабільні орієнтування. Аналіз розвитку текстури в певним чином орієнтованих монокристалах чи відпалених полікристалічних матеріалах із однокомпонентною текстурою дозволяє простежити за переходом малостійких орієнтувань в стабільні, характерні для даного матеріалу та умов деформації.

При пластичній деформації полікристалічного матеріалу зерна деформуються по-різному в залежності від орієнтувань по відношенню до осей зовнішніх напруг. Суттєвий вплив на текстуру має взаємодія сусідніх зерен, яка визначається їх вихідним розміром. Подрібнення вихідної структури сприяє збільшенню сумарної поверхні

границь зерен, що перешкоджають передачі деформації від зерна до зерна та розвороту сусідніх зерен. Такий вплив границь зерен особливо суттєвий при більш низькій температурі деформації для металів, у яких поперечне ковзання ускладнене.

Текстура рекристалізації металів і сплавів може відповідати текстурі деформації, відрізняючись від неї малою інтенсивністю та великим розсіянням всіх чи декількох із основних орієнтувань, чи не співпадати із текстурою деформації, або бути дуже слабкою.

Текстура деформації залежить від вихідної структури деформації, тому на неї впливають ті ж самі фактори. Додатковий вплив мають режим відпалу, легування малими домішками та величина вихідного зерна. З розвитком рекристалізації інтенсивність текстури деформації зменшується, а рекристалізація зростає.

Характеристики текстури (інтенсивність, розсіяння, співвідношення орієнтувань) змінюються по перерізу листа, що зумовлено неоднорідністю деформації через вплив на контактних поверхнях сил тертя, що діють зі сторони валків. Завдяки цьому швидкість плину металу у внутрішніх шарах більше, ніж у зовнішніх. В результаті текстура центральних шарів виражена більш виразно, та розсіяння її менше, ніж для зовнішніх. Крім того, зовнішні шари часто характеризуються новими орієнтуваннями, які непритаманні текстурі деформації, наявність яких залежить від схеми, температури та ступеня деформації. Утворення їх пов'язано з тим, що через сили тертя відбувається неоднорідний поворот осей системи напруг чи змінення виду напруженого стану по перерізу зразка. Підвищення температури деформації приводить, як правило, до зменшення неоднорідності текстури по перетину для зразків малої товщини. При різкому перепаді температури в зовнішніх шарах утворюється текстура рекристалізації, в той час як у внутрішніх ще зберігається текстура деформації, то неоднорідність текстури виражена ще більш виразно. Неоднорідність текстури по перерізу має велике значення в тонких листах, оскільки доля поверхневих шарів зростає із зменшенням товщини. Анізотропія властивостей пластично деформованих металів і сплавів зумовлена трьома типами текстури: механічної, дислокаційної та кристалографічної.

Механічна текстура пов'язана із тим, що при значній деформації зерна, неметалічні включення, розшарування та інші елементи структури приймають витягнуту форму (рядкованість, волокнистість) уздовж основного напрямку плину металу. Аналіз нерівноосності зерен підтверджує, що при цьому кожне зерно деформується, як і весь зразок. Наприклад, в результаті прокатки зерна сплющуються в напрямку, що перпендикулярний площі листа, та витягуються уздовж напрямку прокатування (НП), а ширина їх в площі прокатки змінюється незначно. Механічна текстура приводить до анізотропії механічних властивостей в площині листа.

Дислокаційна текстура викликана анізотропним розподілом дислокацій, що виникає завдяки їх орієнтованому перерозподілу в процесі деформації. Кристалографічна текстура полікристалічного матеріалу зумовлена анізотропним розподілом орієнтувань та залежить від типу кристалічної решітки та анізотропії даної властивості відповідних кристалів.

Основними напрямками листа є: НП (напрямок прокатки); перпендикулярний до нього в площині листа (поперечний напрям) ПН; напрям, перпендикулярний до площини листа (НН) – нормаль листа [179].

Значний вплив на властивості металу має його текстура. Для процесу холодної штамповки найбільш сприятливою є структура металу з орієнтуванням зерен площинами $\{111\}$ паралельно площині прокатки.

Авторами [180] досліджено текстуроутворення сталі 08кп в процесі гарячої прокатки: в чистовій групі клітей БШС здійснювали гальмування листа. Після зупинення стану лист охолоджували водою до $50-70^{\circ}\text{C}$ за 2 хвилини. Починаючи з третьої кліті в металі утворюється текстура прокатки з вираженими компонентами $\{100\}\langle uvw \rangle$ і $\{111\}\langle uvw \rangle$. Розвиток процесів текстуроутворення продовжується в наступних клітях, наслідком чого є посилення деформаційних компонент текстури $\{100\}\langle uvw \rangle$ і $\{111\}\langle uvw \rangle$. При гарячій прокатці зниження температури закінчення прокатки з 890 до 800°C при температурі змотки $540-610^{\circ}\text{C}$ привело до посилення нерівномірності розподілу орієнтувань текстури по перерізу гарячекатаного листа. В поверхневій зоні листа зі зниженням температури кінця прокатки зростає об'ємна доля

зерен фериту з орієнтуванням $\langle 110 \rangle$, в центральній зоні формується аксіальна текстура з орієнтуванням $\{100\} \langle uvw \rangle$.

Авторами [181] зазначено, що при прискореному охолодженні формується рівномірна структура, але текстура поверхневих та центральних шарів листа є різною.

Формування текстури ультранизьковуглецевої сталі із вмістом вуглецю 0,003%, прокатку якої закінчували при температурі 700°C, досліджували в роботі [182]. Показано, що важливим фактором, що визначає формування різної текстури по перерізу листа є тангенційний зсув поверхневих шарів металу, який викликаний великим значенням коефіцієнту тертя між поверхнею листа і валками. В роботі [183] розглядається питання застосування мастил в процесі прокатки та стверджується, що зниження коефіцієнту тертя і зсувних напружень в приконттактних шарах не дозволяє пошкодити поверхню валка і впливає на текстурованість листа, підвищує його здатність до глибокої витяжки.

В роботах [184, 185] вказано, що аномальне зростання зерна при вторинній рекристалізації є продовженням первинної та збиральної рекристалізації. Наявність текстур приводить до суттєвого змінення розподілу кристалографічних орієнтацій та до аномального змінення величини зерна при рекристалізації. Змінення текстури під час зростання зерна має періодичний характер.

3 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І РОЗПОДІЛ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ПЕРЕРІЗУ ЛИСТА ІЗ СТАЛІ 08ПС

С.А. Салтиков в монографії [186] широко розглядає питання, пов'язані із зростанням зерна, просторовою мікроскопічною будовою та параметрами однофазної поліедричної будови.

Одне і те ж зерно може мати опуклі, а також увігнуті грані, що і спостерігається в реальних структурах. Чим більш крупним є зерно, тим більш вірогідно, що його грані є увігнутими, та навпаки. Тому великі зерна, які зародились на початку процесу кристалізації, мають переважно увігнуті грані та є термодинамічно більш стійкими, ніж дрібні зерна, які зародились пізніше та мають опуклі грані.

В умовах, що забезпечують достатню рухливість атомів, вихідна кристалічна структура перетерплює зміни, що зумовлені прямуванням до зниження рівня вільної енергії в металі. Зміни полягають в зменшенні відносного об'єму міжкристалічних зон, які мають підвищену енергію, тобто в зменшенні площі граничних поверхонь, довжини ліній ребер та кількості вершин кристалітів.

Критерієм термодинамічної стійкості поліедричної структури є насичення її об'єму міжкристалічними зонами підвищеної енергії (граничними поверхнями, лініями ребер, вершинами кристалітів) та ступенем приближення елементів структури до рівноважних форм та величин. Прямування структури до мінімуму вільної енергії приводить до скорочення зон високих енергій – площини граничних поверхонь, довжини ліній ребер, кількості вершин кристалітів в одиниці об'єму металу та до зменшення кількості кристалітів в цьому об'ємі, тобто приводить до зростання зерна. Однак, величина зерна сама по собі, без врахування його форми, не визначає стійкості зерна чи схильності його до зростання. При однаковій кількості зерен в об'ємі більш схильною до зростання є та структура, яка характеризується більш зігнутими граничними поверхнями та лініями ребер, а також більшим відхиленням кутів від рівноважного значення (120°). На границі двох зерен менше зерно може зростати за рахунок більшого зерна, якщо гранична поверхня останнього опукла.

Отже, геометрія поліедричної будови металів та однофазних сплавів може бути описана із кількісної точки зору за допомогою натуральних параметрів просторової будови, які визначають поведінку такої структури та її властивості (питома поверхня мікрочасток; питома довжина ліній ребер мікрочасток, тобто сумарна довжина всіх ліній ребер кристалітів в одиниці об'єму поліедричної структури простого металу чи однофазного сплаву; кути між гранями кристалітів; величина мікрочасток).

Поліедрична структура є квазіізотропним агрегатом, що складається із анізотропних мікрочасток. Пряма лінія, яка проведена в такій структурі, перетинає граничні поверхні мікрочасток у деяких точках. В кожній із цих точок лінія зустрічає нові властивості, оскільки потрапляє у середовище з інакше орієнтованими осями анізотропії, ніж у попередній мікрочастці. Якщо розглядати цю лінію як, наприклад, лінію руху дислокації, можна відмітити, що кожна точка зустрічі лінії із граничними поверхнями є бар'єром чи перепорою на шляху дислокації. Чим більше насичена структура граничними поверхнями, тим більше число точок перетину буде брати участь в розрахунку на одиницю довжини лінії, що проходить через структуру. Отже, вплив зернистої структури на свободу руху дислокацій в поліедричній структурі повністю визначається насиченістю її об'єму граничними поверхнями. Залежність від зернистої будови показників міцності металів та інших властивостей визначається величиною питомої поверхні мікрочасток.

Із зменшенням величини зерна металу зростає насиченість його об'єму граничними поверхнями. Однак, питома поверхня залежить не тільки від їх величини, але від форми зерен та коефіцієнта варіації їх розмірів. Зразки металу із рівною величиною зерна можуть мати суттєво різні величини питомих поверхонь. В багатьох роботах по металознавству та теорії дислокацій показано, що рух дислокацій в поліедричній структурі блокується міжзеренними границями, але вплив блокування дислокацій на властивості ілюструється експериментальними залежностями властивостей не від питомої поверхні зерен, а від величини зерна, хоч метод вимірювання питомої поверхні зерен давно відомий та більш простий, ніж визначення величини зерна металу.

До мікроструктури в гарячекатаній тонколистовій низьковуглецевій сталі пред'являються вимоги відповідно до ГОСТ 16523-97 [187]. Мікроструктура листового прокату визначає рівень його механічних властивостей та здатність до витягання, а також якість відштампованих деталей. Структурними складовими гарячекатаній низьковуглецевої сталі є м'який пластичний ферит та твердий крихкий цементит. Рівень механічних властивостей та здатність гарячекатаного металу до витягування залежить головним чином від величини та однорідності феритних зерен, виду та розташування цементиту, що виділився [123].

Розмір зерна фериту у гарячекатаному листовому прокаті, отриманому на БШС може коливатись від 7 до 35 мкм. Дрібнозерниста структура (діаметр зерна від 7 до 15 мкм) підвищує міцнісні характеристики та знижує пластичність металу, що погіршує його штампованість. Пластичність дрібнозернистої сталі нижче, ніж у сталі із зерном діаметром 25 – 35 мкм, але на 15–20 % вище, ніж пластичність крупнозернистої сталі із зерном діаметром 110 – 140 мкм [188]. Крупнозерниста структура приводить до розривів металу при штампуванні, а також утворює на поверхні штампованих деталей дефект «апельсинова кірка».

ГОСТ 16523–97 регламентує якість гарячекатаного тонколистового прокату. Виконання вимог до мікроструктури у відповідності із ГОСТ 16523–97 забезпечує металу найкращу штампованість та якість готових деталей [101]. Стандарт регламентує величину зерна фериту, яка для гарячекатаного особливотонкого прокату повинна бути не більше, ніж 62 мкм, а нерівномірність зерна фериту допускається у межах трьох суміжних номерів зернистості. Більша різнозернистість приводить до нерівномірної деформації металу при витягуванні, що може бути причиною утворення розривів. Рівномірна структура необхідна також в гарячекатаному металі, який використовується в якості підкату для станів холодної прокатки. Сприятлива структура металу є основною передумовою досягнення високої здатності сталі до глибокого витягання після остаточної термічної обробки, оскільки структура гарячекатаного металу суттєво впливає на характер структури після холодної прокатки та подальшого рекристалізаційного відпалу. Ступінь деформації металу на

цих станах може досягати 70–80 %, і тому велика різнозернистість, яка погіршує технологічну деформованість при температурах холодної прокатки, може стати причиною утворення тріщин на листі, та, як наслідок, і виробничих аварій. При цьому різнозернистість не знижується ні холодною прокаткою, ні рекристалізаційним відпалом [123].

На рисунку 3.1 представлені структури вихідної заготовки сталі 08пс та зразків, оброблених в першому проході в аустенітній та аустеніто–феритній областях, а також зразка після прокатки за один прохід в ферито–перлітній області температур із ступенем деформації 7,2%. Мікроструктура вихідної заготовки (рисунок 3.2) характеризується зерном фериту величиною 20–90 мкм в поверхневій зоні, 10–60 мкм в центральній зоні листа (таблиця 3.1).

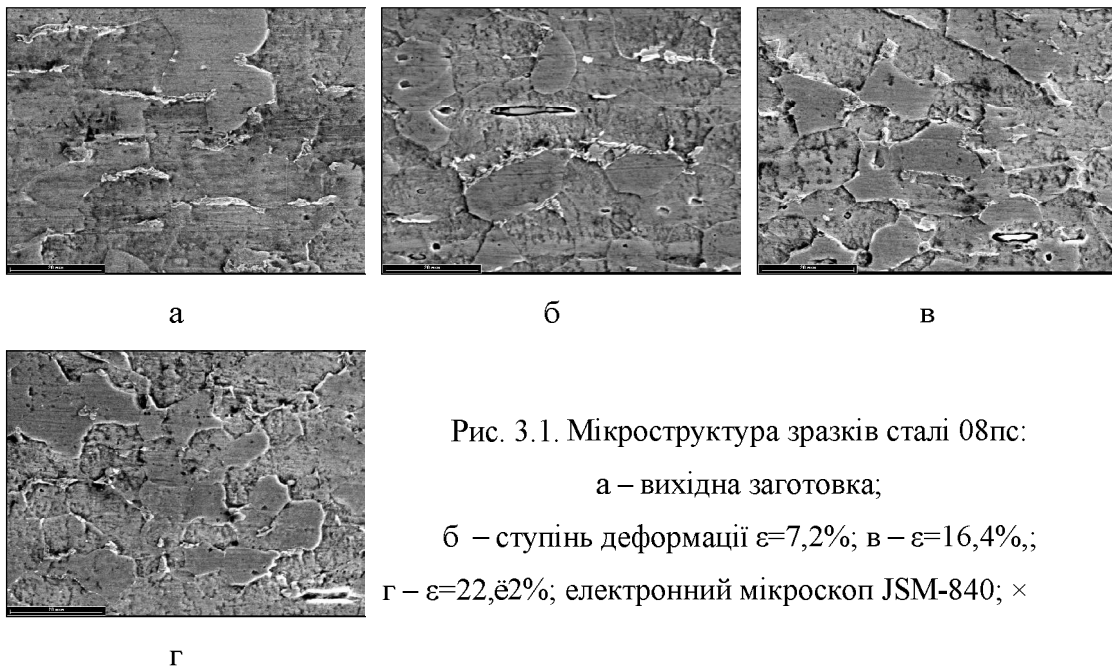


Рис. 3.1. Мікроструктура зразків сталі 08пс:

а – вихідна заготовка;

б – ступінь деформації $\epsilon=7,2\%$; в – $\epsilon=16,4\%$;

г – $\epsilon=22,2\%$; електронний мікроскоп JSM-840; $\times$

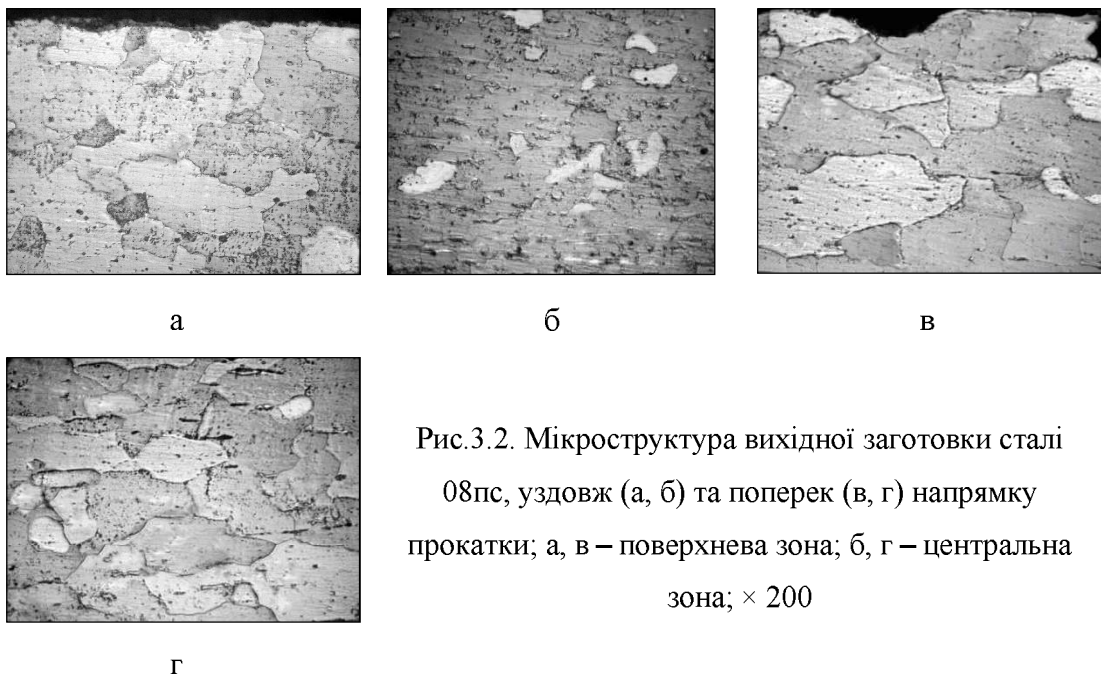


Рис.3.2. Мікроструктура вихідної заготовки сталі 08пс, уздовж (а, б) та поперек (в, г) напрямку прокатки; а, в – поверхнева зона; б, г – центральна зона; $\times 200$

Мінімальний ступінь деформації 7,2% за режимом з нагрівом до 600°C і прокаткою в один прохід нижче точки A_{r1} в області ферито–перлітної структури металу забезпечив отримання рівномірної структури по всьому перерізу листа, розмір феритного зерна складає 8-15 мкм (рис. 3.3, а, б). Зерна в основному рівновісні.

Зразки товщиною 1,73 мм, оброблені зі ступенем деформації 16,4 %, за режимом з нагрівом до 1000°C і прокаткою в першому проході в області двофазної аустеніто-феритної структури металу, в другому проході – при температурі 500 і 600°C. Мікроструктурні дослідження показали, що в структурі готового прокату утворюється поверхневий крупнозернистий шар товщиною 300–450 мкм (рис. 3.3, в, д). Розмір зерна в зразку з $T_{\text{КП}}=500^\circ\text{C}$ 5–95 мкм, в центральній зоні 8–50 мкм (рис. 3.3, в, г) В зразку з $T_{\text{КП}}=600^\circ\text{C}$ в поверхневому шарі виявлено зерна розміром 15-160 мкм, в центральній зоні 10-60 мкм (рис. 3.3, д, е). Змішана структура із крупними зернами фериту в поверхневих чи внутрішніх шарах листа, яка нерівномірно деформується при подальшій холодній прокатці, може викликати поперечні тріщини по боковим окрайкам листа [123]. Крупні зерна на поверхні можуть викликати місцевий наклеп при низькій температурі деформації фериту, деформація розповсюджується тільки на поверхні, а в центральні шари не проникає.

Таблиця 3.1

**Розмір зерна фериту і товщина крупнозернистого шару в структурі сталі 08пс
(охладження на повітрі)**

Деформаційні режими прокатки	Сумарний ступінь дефор- мації, %	Розмір зерна фериту, мкм (бал зерна за ГОСТ 5639–82)				Товщина крупнозернистого шару, мкм			Кінцева товщина листа, мм
		уздовж напрямку прокатки поверхнева зона	центрально зона	поперек напрямку прокатки		уздовж напрямку прокатки	поперек напрямку прокатки		
				поверхнева зона	центрально зона				
вихідна заготовка	-	20-90 (8-4)	10-60 (8,5-5)	20-60 (7,5-5)	10-60 (8,5-5)	-	-	2,07	
$T_{\text{нагр}} = 600^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 600^{\circ}\text{C}$	7,2	8-15 (9-8)	8-15 (9-8)	10-25 (8,5-7,5)	10-30 (8,5-7)	-	-	1,92	
$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}} = 800^{\circ}\text{C}$ $T_{2\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 500^{\circ}\text{C}$	16,4	8-95 (9-4)	8-50 (8,5-5)	10-100 (8,5-4)	10-80 (8,5-4)	300-450	300-350	1,73	
$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}} = 750^{\circ}\text{C}$ $T_{2\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 600^{\circ}\text{C}$	16,4	15-160 (8-2)	10-60 (8,5-5)	22-100 (7,5-4)	10-40 (8,5-6)	300-350	200-300	1,73	
$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}} = 850^{\circ}\text{C}$ $T_{2\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 700^{\circ}\text{C}$	22,2	15-130 (8,5-3)	8-50 (9-5)	10-80 (8,5-4)	8-60 (9-5)	400-500	300-400	1,61	
$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}} = 950^{\circ}\text{C}$ $T_{2\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 600^{\circ}\text{C}$	26,1	10-90 (8,5-4)	8-75 (9-4)	8-125 (9-3)	10-90 (8,5-4)	400-550	200-300	1,53	
$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{лпр}} = 900^{\circ}\text{C}$ $T_{2\text{лпр}}(T_{\text{кл}}) = 700^{\circ}\text{C}$	27,0	10-100 (8,5-4)	10-60 (8,5-5)	12-125 (8,5-3)	10-40 (8,5-6)	500-550	300-400	1,51	

В табл. 3.1 наведено: $T_{\text{нагр}}$ - температура нагріву листової сталі; $T_{\text{лпр}}$ - температура прокатки листової сталі в першому проході;

$T_{2\text{лпр}}$ - температура прокатки листової сталі в другому проході; $T_{\text{кл}}$ - температура кінця прокатки.

Мікроструктурні дослідження зразка товщиною 1,53 мм, що оброблений із закритичним ступенем деформації 26,1 % за режимом з нагрівом до 1000°C і прокаткою в першому проході вище верхньої критичної точки A_{r3} , а в другому – нижче інтервалу критичних температур ($A_{r3} - A_{r1}$) в області ферито-перлітної структури металу ($T_{KP} = 600^\circ\text{C}$) показали, що в поверхневій області спостерігається крупнозернистий шар товщиною 400–550 мкм (до 1/3 товщини з кожної сторони). Розмір зерна фериту в ньому 10-90 мкм, в центральній зоні штаби 8-75 мкм (рис. 3.4, а, б). Поверхнева різнозернистість поєднується з подрібненням зерна у внутрішній зоні листа (табл. 3.1).

Дослідження мікроструктури зразків товщиною 1,61 мм і 1,51 мм, прокатані із ступенем обтискування 22,2 и 27%, за режимом з нагрівом до 1000°C і прокаткою в першому проході в аустенітній області, температура закінчення прокатки - 700°C, показали, що в структурі двох зразків спостерігається поверхневий крупнозернистий шар товщиною 400-550 мкм (до 1/3 товщини з кожної сторони). В зразку товщиною 1,61 мм (рис. 3.4, в, г) розмір феритного зерна в поверхневій зоні 15-130 мкм, в центральній 8-50 мкм. В зразку товщиною 1,51 мм (рис. 3.4, д, е) розмір зерна фериту в цьому шарі 10-100 мкм, в центральній зоні 10-60 мкм. Зерна у цих зразках нерівновісні, подовженої форми, яка не відповідає шкалі розмірів рівновісних зерен (рис. 3.4, в–е) .

В результаті досліджень зразків з різнозернистою структурою було встановлено, що розміри зерен поверхневих шарів мають великий розкид з однієї та протилежних сторін зразка. Незалежно від ступеню деформації крупні феритні зерна на поверхні спостерігаються у вигляді суцільної смуги та окремих ділянок, між якими розташовані дрібні зерна. Величина зерен фериту в поверхневих зонах листа визначається, можливо, комплексом різних факторів: нерівномірністю ступеню та температури деформації, наявністю неметалічних включень, ліквідацією хімічних елементів, схемою напружено–деформованого стану, станом поверхні прокату.

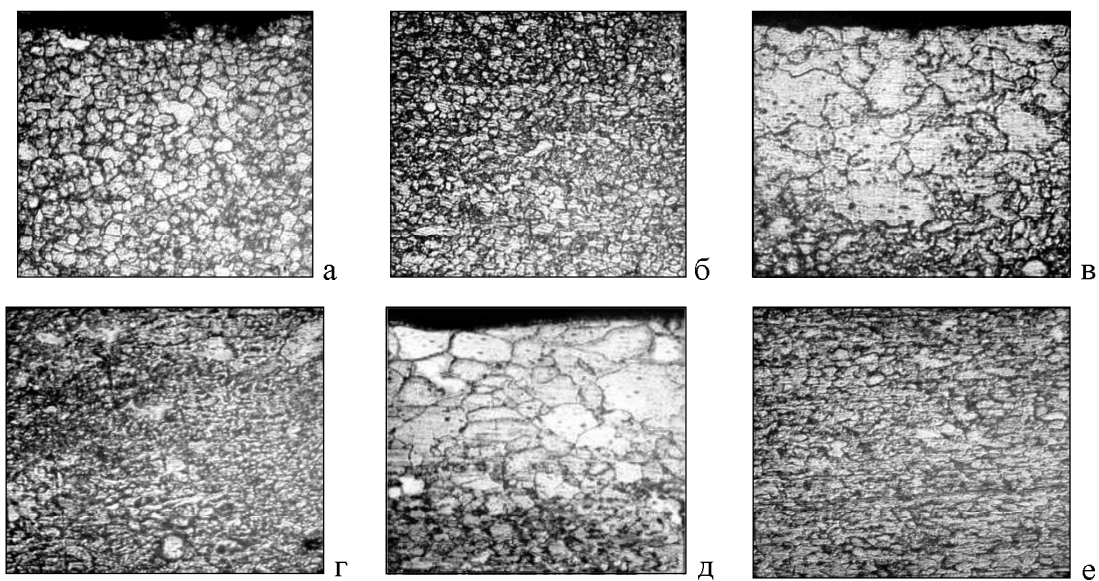


Рис. 3.3. Мікроструктура зразків сталі 08пс, прокатка із ступенем деформації:
а, б – 7,2%, в–е – 16,4%, охолодження на повітрі, уздовж напрямку прокатки,
а, в, д – поверхнева зона, б, г, е – центральна зона; $\times 200$

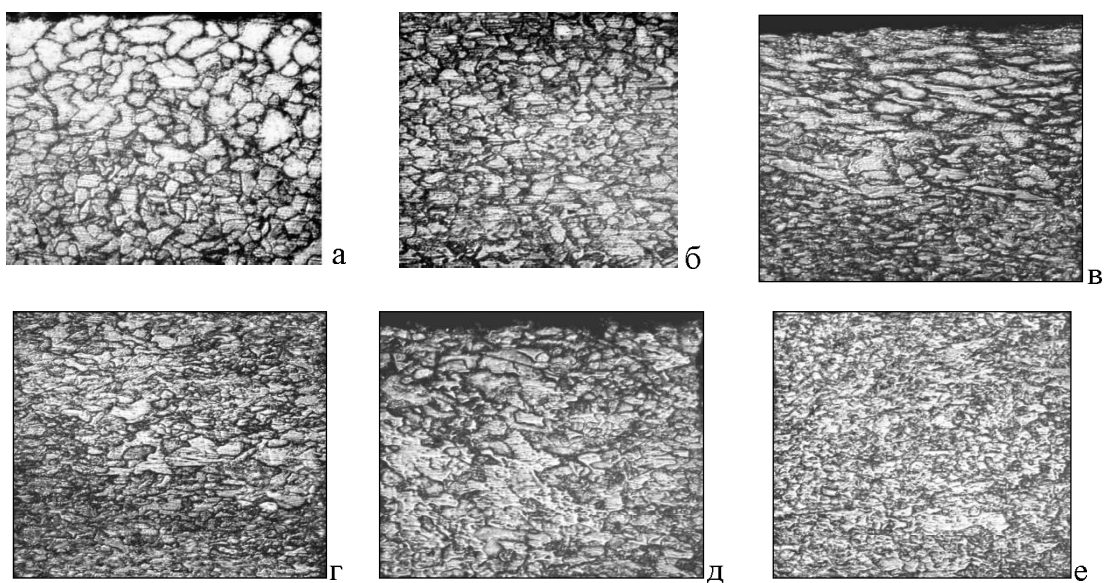


Рис. 3.4. Мікроструктура зразків сталі 08пс, прокатка із ступенем деформації:
а, б – 26,1%; в, г – 22,2%; д, е – 27%, охолодження на повітрі, уздовж напрямку
прокатки, а, в, д – поверхнева зона, б, г, е – центральна зона; $\times 200$

В промисловому виробництві тонколистовий прокат деформується, як правило, за декілька проходів. Гаряча прокатка за декілька проходів відбувається східчасто, тобто обтискування здійснюються через певні проміжки часу, причому деформація у наступній кліті нижче, ніж у попередній. В результаті структура після двох обтискувань і паузи формується при накладенні динамічних та статичних змін рекристалізаційного характеру.

У випадку завершення рекристалізації під час паузи між обтискуваннями ступінь деформації в останній кліті стану стає критичною. Якщо пауза між обтискуваннями недостатня для проходження рекристалізації ($< 0,25$ с), обтискування на останній стадії пластичної деформації вище критичного (воно є сумою обтискувань в двох клітках стану) [121].

Закінчення прокатки в області температур феритної теплої деформації, коли динамічні рекристалізаційні процеси значно уповільнюються, приводить до утворення структури, що характеризується розвинутою динамічною субструктурою. Структура таких сталей зумовлена переважним зростанням динамічно рекристалізованих зерен у напрямку прокатки. В процесі теплої прокатки в сталі можуть виділятися частки надлишкових фаз (нітриди, карбонітриди, оксиди), що приводить до зменшення міцності сталі, оскільки такі великі частки не чинять зміцнюючого впливу. Дрібні частки надлишкових фаз, що містяться в смугах ковзання, на границях і субграницях, уповільнюють міграцію границь та сприяють формуванню витягнутих зерен [157].

Аналіз даних таблиці 3.1 показав, що із зростанням ступеню деформації зразків в їх структурі збільшується товщина крупнозернистого поверхневого шару. Встановлено якісний взаємозв'язок між товщиною листа та товщиною поверхневого шару великих зерен, що спостерігається в дослідженнях, проведених в роботі [189]: в структурі поверхневої зони зразків товщиною 1,61 мм виявлений крупнозернистий шар товщиною 400–550 мм, в структурі зразків товщиною 1,73 мм – поверхневий шар товщиною 300–450 мм (табл. 3.1). Таким чином, доля поверхневих шарів зростає із зменшенням товщини листа.

Причиною виникнення різнозернистості по товщині листа може бути закінчення прокатки нижче A_{r3} з низьким ступенем обтискування, оскільки ступінь обтискування в останній кліті має значний вплив на кінцеву величину зерна [190]. Обтискування може бути настільки малим, що може потрапити в область критичних деформацій, при яких відбувається зростання великих грубих зерен. В залежності від температури кінця прокатки та хімічного складу маловуглецевої сталі область критичних деформацій знаходиться в межах 5–10% [123, 191].

При прокатці зразків в інтервалі критичних температур ($A_{r1} - A_{r3}$) в області двофазної структури аустеніту та фериту одночасно відбуваються два процеси – перекристалізація аустеніту в ферит, та рекристалізація деформованого фериту, що приводить до отримання нерівномірних за величиною зерен. Феритне зерно має більшу рекристалізаційну здатність та більшу схильність до зростання, ніж зерно аустеніту.

При прокатці нижче A_{r3} з малими обтискуваннями в останній кліті утворюються крупні зерна біля поверхні, дрібні – в центральній зоні штаби. Якщо деформувати лист з обтискуванням в останній кліті менше 10%, то деформація поверхневих шарів буде відбуватись в критичному інтервалі обтискувань, в той час як внутрішні шари будуть зазнавати меншу деформацію [190]. Таким чином, утворення поверхневого крупнозернистого шару в структурі зразків, оброблених за два проходи, можна пояснити прокаткою з обтискуванням в останній кліті стана, які потрапили в критичний інтервал (табл. 3.1). Згідно з даними роботи [123], рівень критичного ступеню деформації для гарячекатаних сталей зміщується в сторону більших значень, тому ступінь деформації 11,6–12% може потрапити в інтервал критичних деформацій.

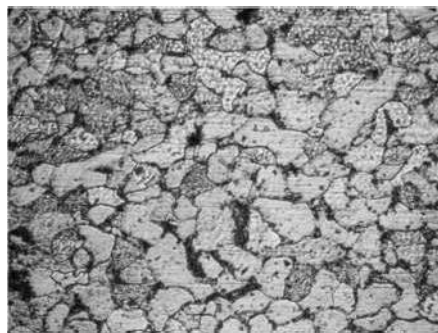
На величину феритних зерен впливає, як відомо, температура, при якій сталь згортається в рулон. Найнижча температура змотки допускається в межах 550–600 °C. При температурах нижче, ніж 450°C, листи сильно пружні, що викликає труднощі при згортанні. Розмір зерна фериту збільшується з підвищенням температури змотки. Для напівспокійної сталі з високими механічними властивостями оптимальною температурою змотки є $A_{r1} + 60^{\circ}\text{C}$ [123, 192].

Досліджено зразки сталі 08пс, що охолоджені разом з піччю від температур 650, 630, та 600°C [189]. Мікроструктура зразків, прокатаних за один прохід в області температур аустенітного та ферито–перлітного стану відповідає вимогам ГОСТ 16523–97 та характеризується рівномірним зерном фериту у межах 2–3 номерів. Величина зерна в структурі зразка, обробленого із вихідної заготовки товщиною 1,5 мм за режимом з нагрівом до 1000°C, прокаткою за один прохід в аустенітній області, температура змотки в рулон 600°C, складає 10–30 мкм (рис. 3.5, а, б). Мікроструктура зразка, який оброблений за режимом ДТО з нагрівом до температури 700°C, прокаткою в феритній області, $T_{зм} = 600^\circ\text{C}$, характеризується зерном фериту витягнутої форми величиною 10–35 мкм (рис. 3.5, в, г). Як відомо, лист втягується в валки за рахунок дії сил зовнішнього тертя на контактних поверхнях в зоні деформації. В процесі гарячої прокатки в умовах тертя між листом та валками стану відбувається зсув поверхневих шарів металу з поворотом зерен в його структурі (рис. 3.5, в ілюструє нахил зерен у напрямку прокатки). Витягнута форма зерен є більш сприятливою для глибокого витягування і має важливе значення для нестаріючої, розкисленої алюмінієм сталі. Здатність сталі з феритними зернами такої форми до глибокої витяжки підвищується в порівнянні з листами із сталі з рівновісними зернами [192].

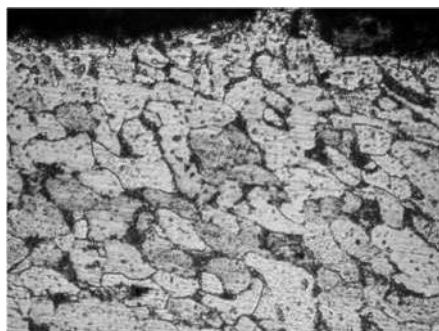
Структура зразка після прокатки із вихідної заготовки 1,5 мм за режимом з нагрівом до 1000°C та прокаткою за один прохід при температурі 700°C, $T_{зм} = 630^\circ\text{C}$ складається із дрібнозернистого фериту (величина зерна 8–15 мкм). Дрібне зерно фериту в структурі сталюого листа підвищує пружні властивості, лист погано штампується, його поверхня стає хвилястою та збільшується опір штампівці [123].



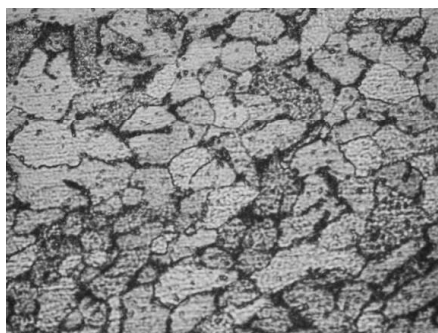
а



б

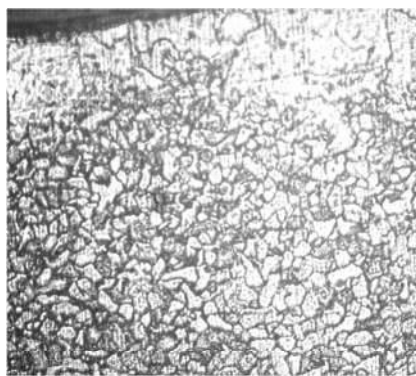


в



г

Рис. 3.5. Мікроструктура зразків сталі 08пс, прокатаних в аустенітній (а, б) та ферито–перлітній (в, г) областях температур, уздовж напрямку прокатки, охолодження з піччю: а, в – поверхнева зона, б, г – центральна зона; $\times 200$



а



б

Рис. 3.6. Мікроструктура зразка сталі 08пс, прокатка в аустенітній та ферито–перлітній областях температур: а – поверхнева зона, б – центральна зона, охолодження з піччю; $T_{\text{зм}} = 650^{\circ}\text{C}$; $\times 200$

Таким чином, для моделювання умов охолодження більш сприятливим для утворення однорідної структури стало повільне охолодження зразків з піччю при температурі 600°C, що відповідає температурі змотки, а також висока температура кінця прокатки 900°C (вище A_{r3}) та низька температура 650°C (нижче A_{r1}) [193].

Встановлено вміст перлітної складової в структурі металу, оскільки цей фактор впливає на формування механічних властивостей та здатність до штамповки листової сталі. Найгіршим є розташування цементиту по границях зерен фериту, що перешкоджає їх деформації при штамповці та приводить до розривів металу. Мікроструктура сталеної основи всіх досліджених зразків являє собою ферит та фазу, що містить вуглець у вигляді структурно-вільного цементиту, у кількості до 10%, що відповідає вимогам ГОСТ 5640–68. Частки цементиту із формою, близькою до глобулярної, рівномірно розташовані в основній феритній структурній складовій, що є сприятливим фактором для гарячекатаного металу, що призначений для глибокої витяжки.

Електронномікроскопічні дослідження тонких фольг із зразків сталі 08пс дозволили відслідкувати структурні зміни в процесі випробування режимів деформації. Досліджували тонку структуру в поверхневих і центральних зонах деформованої заготовки та зразка, прокатаного за режимом: $T_{\text{нагр}} = 1000^\circ\text{C}$; $T_{1\text{пр}} = 750^\circ\text{C}$ (двофазна аустеніто–феритна температурна область); $T_{2\text{пр}} = 600^\circ\text{C}$ (ферито–перлітна область), ступінь деформації 16,4%, охолодження на повітрі.

На рисунку 3.7 наведені фрагменти тонкої структури поверхневої зони вихідної заготовки сталі 08пс. Наведені на рис. 3.7, а, б, г картини свідчать про наявність в структурі слабodeформованого фериту, в якому дислокації формують полігональні стінки. Рис. 3.7, а демонструє початкову стадію полігонізації фериту; рис. 3.7, б – дислокації вишукуються в полігональні стінки, виділення цементитних часток на полігональній дислокаційній границі; рис. 3.7, г – стик трьох зерен, формування полігональних стінок. Рис. 3.7, в підтверджує раніше описані дані оптичної мікроскопії про наявність в поверхневій зоні заготовки колоній перліту, який має пластинчасту будову.

Відомо, що цементит є крихким карбідом, в ньому легко утворюються тріщини, особливо при подовженій формі його часток. Перліт складається із пластин фериту і цементиту, що чергуються, та є важливою структурною складовою вуглецевих сплавів. В межах однієї колонії всі феритні пластини мають єдине орієнтування, а всі цементитні – іншу. Дисперсність перліту характеризується міжпластинчатою відстанню, яка визначається як сума товщини феритної та цементитної пластин. Зменшення міжпластинчатої відстані супроводжується підвищенням міцності сталі. У сфероїдизованому стані цементит має форму еліпсоїдів чи сфер різного розміру та є менш крихким.

Поряд з полігональними субзеренними границями в структурі заготовки із сталі 08пс спостерігаються і великокутові границі (рис. 3.7, д), виділення (можна припустити, що карбіди, нітриди) на дислокаціях. Пластини цементиту в колоніях пластинчатого перліту слабдеформовані (рис. 3.7, е, ж). Поряд з колоніями пластинчатого перліту спостерігаються ділянки перліту з сфероїдизованим цементитом та окремі кристали слабдеформованого цементиту в центрі феритних зерен (рис. 3.7, з).

Методами кількісної металографії проведено визначення розмірів карбідів: розмір дрібних карбідів, зображених, наприклад, на рис. 3.7, б складає $\sim 0,1$ мкм, розмір крупних карбідів (рис. 3.7, з) складає $\sim 1,2 - 1,3$ мкм [194].

Деформація заготовки за два проходи в двофазній аустеніто–феритній та ферито–перлітній областях з охолодженням на повітрі за режимом: $T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$; $T_{1\text{пр}} = 750^{\circ}\text{C}$; $T_{2\text{пр}} = 600^{\circ}\text{C}$ приводить до структурних змін в поверхневому шарі зразка. Насамперед слід зазначити відсутність в структурі поверхневої зони колоній пластинчатого перліту та крупних кристалів цементиту в середині феритних зерен. Поряд з колоніями сфероїдизованого перліту та окремими кристалами цементиту на границі феритних зерен (рисунок 3.8, а) спостерігаються окремі області продуктів перлітного перетворення аустеніту з суттєво меншою міжпластинчатою відстанню (вірогідно сорбіт, троостит), ніж в перліті (рис. 3.8, б). Ферит деформований неоднорідно, спостерігаються області з поодинокими дислокаціями (рис. 3.8, а) і підвищеною щільністю дислокацій (рис. 3.8, в). Полігональні стінки відрізняються

підвищеною щільністю дислокацій (рис. 3.8, г), кут розорієнтувань складає $\Theta \sim 1-3^\circ$. Субзерна, які сформовані в фериті, мають витягнуту форму. В структурі присутні як великокутові границі, так і полігональні стінки (рис. 3.8, д). Розмір сформованих зерен значно менший, ніж в заготовці (рис. 3.8, е). Описані структурні зміни приводять до формування різнозернистої структури в поверхневому шарі листа з великим розбігом значень розмірів, ніж в заготовці.

Слід відзначити, що і в заготовці, і в дослідженому зразку спостерігаються структурні зміни, які свідчать про реалізацію як процесів рекристалізації, так і полігонізації. Однак, в поверхневому шарі деформованого листа процеси вторинної рекристалізації розвивались більш інтенсивно, що і привело до формування більшої різнозернистості. З іншої сторони, вказані структурні зміни привели до формування рівня властивостей (σ_v, σ_T), що не забезпечують добру здатність до штампованості ($\sigma_T / \sigma_v \sim 0,83$).

В той же час, електронномікроскопічне дослідження зразків із центральної зони вихідної заготовки, де сформувалась дрібнозерниста структура (10–60 мкм), свідчать про відсутність в структурі перлітних колоній, віділень крупних кристалів карбідів по границям феритних зерен, так і в об'ємі зерна, в фериті спостерігається висока щільність дислокацій, формується коміркова (блочна) структура.

Відомо, що основний механізм рекристалізації (міграція границь зерен) може бути уповільнений чи зупинений цементитними пластинами, чи дуже дрібними виділеннями (карбідами округлої форми). Рисунок 3.9, а – в свідчить про те, що на границях зерен фериту і в об'ємі зерна спостерігаються дисперсні виділення (вірогідно карбіди, нітриди та карбонітриди), на яких кріпляться дислокації, та які блокують процеси збиральної та вторинної рекристалізації. На рисунку 3.9, а спостерігається субзеренна границя, на якій містяться дислокації та карбіди, на рис. 3.9, б зверху розташована великокутова границя (ВКГ), в нижній частині знімку субзеренна границя з більшою щільністю (при наявності контрасту, кут розорієнтувань складає $\Theta \sim 2^\circ$), та меншою щільністю (кут розорієнтувань $\Theta \sim 0,2^\circ$) дислокацій. У верхній частині рис. 3.9, в розташовані субзерна з дислокаціями і карбідами, в нижній частині – рекристалізоване феритне зерно без карбідів і дислокацій. Рисунок 3.9, г ілюструє

дислокаційну структуру зразка вихідної заготовки сталі 08пс, на дислокаціях містяться карбіди.

В центральній зоні зразка сталі 08пс, деформованого за два проходи в двофазній аустеніто–феритній та ферито–перлітній областях з охолодженням на повітрі, спостерігається зеренна структура з низькою щільністю дислокацій всередині зерна (рисунок 3.10, а), субструктура гарячої деформації без рекристалізації і границі двох зерен (рис. 3.10, б, в), дислокаційна структура всередині зерна та виділення карбідів на стиках дислокацій (рис. 3.10, г). На верхніх та нижніх частинах рис. 3.10, д зображена структура деформації, в центрі знімку – група карбідів (Fe_3C); окремі цементитні частки зображені на рис. 3.10, е; субзеренна структура та виділення карбідів на стиках зерен (рис. 3.10, ж); феритне зерно та скупчення карбідів зображено на рис. 3.10, з.

Зіставлення особливостей тонкої структури вихідної заготовки та зразка сталі 08пс, деформованого в СКІТ, приведених в таблиці 3.2, показало, що в центральній зоні деформованого зразка, у зрівнянні з поверхневою зоною, в структурі присутні окремі спеціальні границі, спостерігається низька щільність дислокацій, колонії перліту відсутні. По всьому перерізу листа формуються полігональні субзеренні границі та дрібні карбіди на дислокаціях.

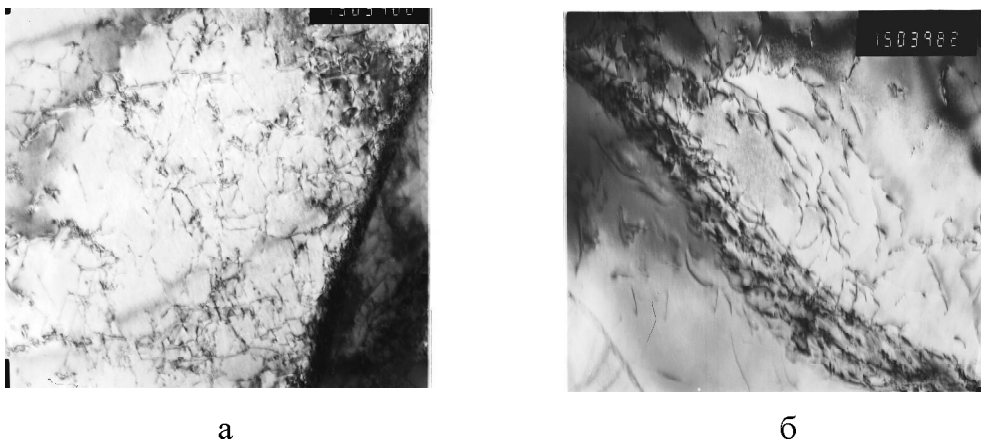


Рис. 3.7. Тонка структура поверхневої зони вихідної заготовки сталі 08пс:

а – в – $\times 15000$; г – з – $\times 20000$



В



Г



Д



е

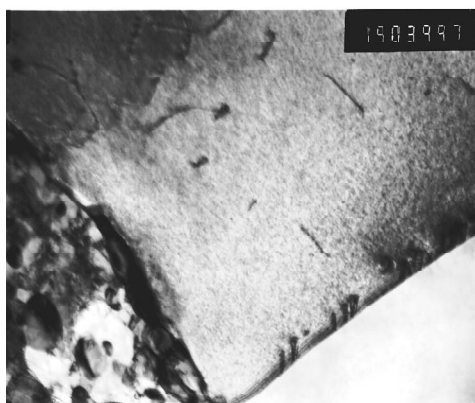


ж



з

Продовження рис. 3.7



а



б



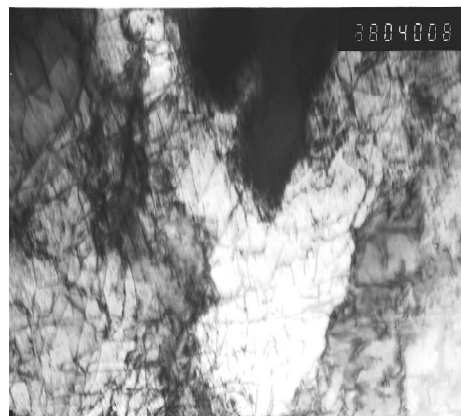
в



г



д



е

Рис. 3.8. Тонка структура поверхневої зони зразка сталі 08пс, деформованого в СКІТ: а – в, д – $\times 15000$; г – $\times 20000$; е – $\times 38000$



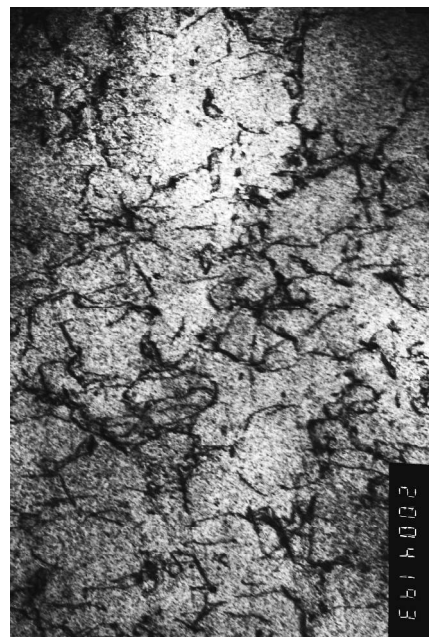
а



б

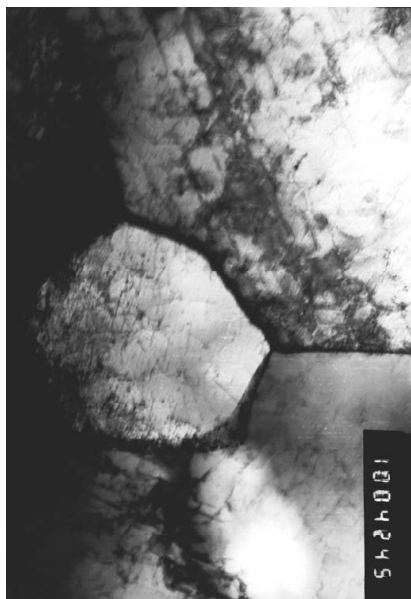


в



г

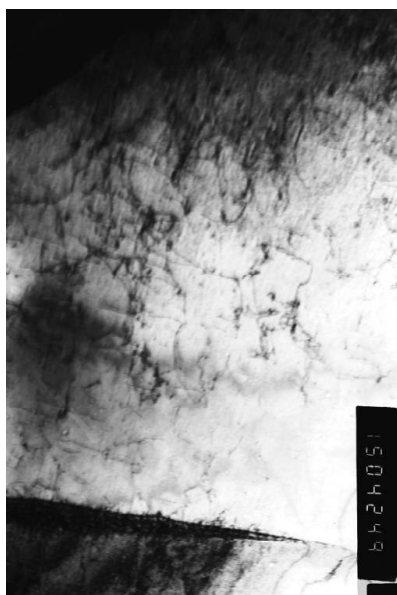
Рис. 3.9. Тонка структура центральної зони вихідної заготовки сталі 08 пс:
а, в, г – $\times 20\,000$; б – $\times 30\,000$



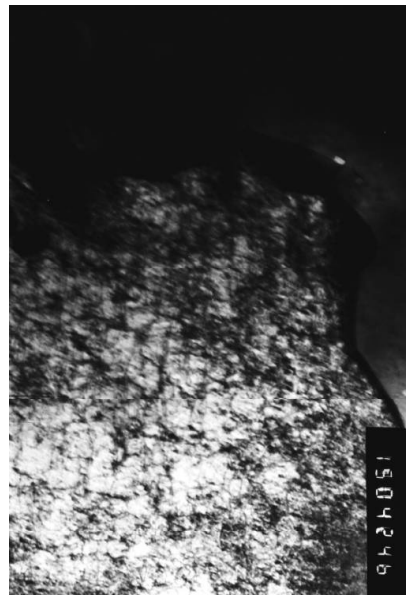
а



б



в

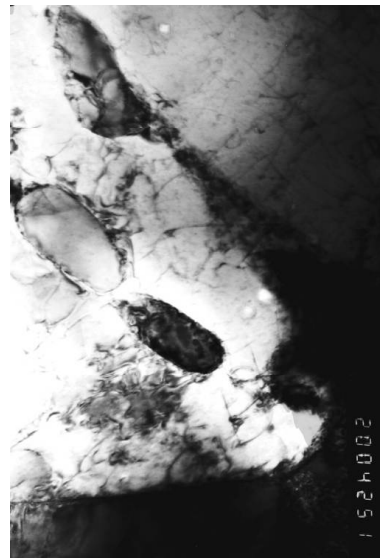


г

Рис. 3.10. Тонка структура центральної зони зразка сталі 08пс, деформованого в СКІТ: а – $\times 10\,000$; б, в, г, д – $\times 15\,000$; е, ж – $\times 20\,000$; з – $\times 30\,000$



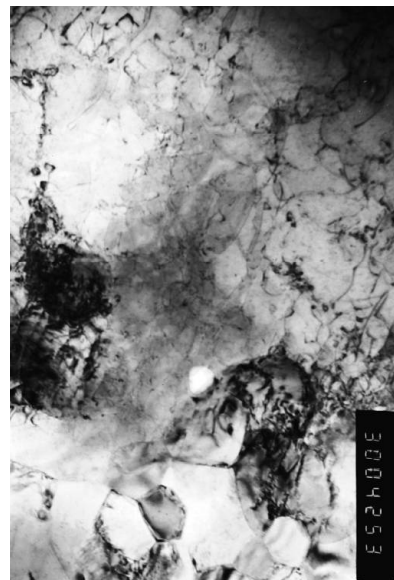
д



е



ж



з

Продовження рис. 3.10

Структурні зміни привели до різнозернистості структури в поверхневому шарі з більшим розкидом значень розмірів зерен фериту, ніж в заготовці. Ці зміни свідчать про реалізацію процесів рекристалізації та полігонізації, але процеси вторинної рекристалізації на поверхні листа розвивались більш інтенсивно, що привело до утворення різнозернистої структури.

Таблиця 3.2

Тонка структура вихідної заготовки сталі 08пс та зразка, деформованого в МКІТ та СКІТ, $\Sigma\epsilon = 16,4\%$, охолодження на повітрі

Вихідна заготовка		$T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{1пр}} = 750^{\circ}\text{C}$; $T_{2\text{пр}}(T_{\text{кп}}) = 600^{\circ}\text{C}$	
поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона
Полігональна субзеренна границя	Субзеренна границя	–	–
ВКГ	ВКГ (у т.ч. спеціальні границі)	ВКГ	ВКГ (у т.ч. спеціальні границі)
Пластинчатий перліт	–	–	–
Сферидизований цементит в центрі зерна і в колонії перліта	–	Колонії сферидизованого перліту і кристали цементиту на границях зерен	–
Карбіди Fe_3C на дислокаціях	Карбіди Fe_3C на дислокаціях	Карбіди Fe_3C на дислокаціях	Карбіди Fe_3C на стиках дислокацій і зерен
Цементитні частки на полігональній границі	–	–	–
Слабодеформований цементит в центрі зерна	–	–	Окремі цементитні частки
–	Субзерна з дислокаціями та карбідами	Субзерна витягнутої форми	Субзеренна структура
–	–	Одиночні дислокації в фериті і підвищена щільність дислокацій	–
–	–	Полігональні стінки з підвищеною щільністю дислокацій	–
–	–	–	Зеренна структура з низькою щільністю дислокацій в середині зерна

Перетворення кристалічної структури тіла, що деформується, є важливою особливістю пластичної деформації, як способу зміни властивостей металу. При певних умовах деформації та термічної обробки перетворення структури викликає суттєву зміну властивостей. Щоб керувати пластичною деформацією як способом зміни властивостей речовини, необхідно знати закономірності зміни показників пластичності та опору деформування в залежності від хімічного складу та структури речовини.

За даними [123], поверхневі шари листів із більш низьким вмістом вуглецю рекристалізуються швидше та будуть мати більш крупнозернисту структуру в зрівнянні із внутрішніми шарами, які мають не тільки більш високий вміст вуглецю, але і збагачені сіркою та фосфором, які уповільнюють рекристалізацію та зростання зерен. Значна різниця в хімічному складі між поверхневими та внутрішніми шарами штаб із киплячої сталі є причиною неоднакового у часі початку перетворення $\gamma - \text{Fe}$ в $\alpha - \text{Fe}$, що може сприяти утворенню поверхневої грубозернистої структури.

Різниця у величині зерен в структурі листа, що прокатаний при температурі нижче точки A_{r3} , є менш помітною в напівспокійних та спокійних сталях, що пояснюється більшою однорідністю цих сталей за хімічним складом. Із зростанням вмісту в сталі домішок величина критичної деформації збільшується, а схильність зерен до зростання зменшується. В більш чистих поверхневих шарах листа величина критичної деформації складає 5–10%, а у внутрішніх шарах листа ця величина досягає 15–20%. Тому в останніх проходах необхідний надкритичний ступінь обтискування 15–17% [123].

Для встановлення зв'язку між розподілом елементів та утворенням поверхневої різнозернистості в структурі листа сталі 08пс, досліджували зразки, прокатка яких за один та два проходи привела до утворення різної структури.

Зразок сталі 08пс товщиною 1,92 мм, прокатаний за режимом з нагрівом до 600°С і обробкою за один прохід при тій же температурі із ступенем деформації 7,2% (табл. 3.1), характеризується рівномірною структурою по всьому перерізу листа.

Зразок товщиною 1,73 мм, що оброблений із сумарним ступенем обтискування 16,4%, величина останнього обтискування 8,95%, за режимом із нагрівом до 1000°С і прокаткою в першому проході в двофазній області аустеніту і фериту ($A_{r3} - A_{r1}$), в

другому проході – в однофазній феритній області при температурі 600°C, відрізняється різнозернистістю по перерізу листа.

На рисунках 3.11 – 3.18 показана якісна картина розподілу елементів в структурі сталі 08пс в поверхневих та центральних зонах листа уздовж та поперек напрямку прокатки. Дані рис. 3.11, 3.12 свідчать про нерівномірний розподіл елементів в поверхневій та центральній зонах зразка, що прокатаний в області температур феритної структури. В точках 3, 4, 6 спостерігаються спектри тільки Fe і C (рис. 3.11), в точках 1, 2, 5 – інтерференційні максимуми Al, Mn, C, S, Si, Cr, Fe.

Результати досліджень розподілу елементів в поверхневій зоні (рис. 3.12) свідчать про нерівномірний розподіл елементів в області, близькій до поверхні листа (т. 2, 3, 6). Ближче до центра (т. 4, 5), спостерігаються інтерференційні максимуми Fe, Mn, Al, Cr.

При дослідженні розподілу елементів в структурі зразка сталі 08пс, що прокатаний за два проходи, який характеризується нерівномірним зерном фериту, наявністю поверхневого шару крупних зерен, спостерігається відносно рівномірний розподіл елементів (рис. 3.13, 3.14). Інтерференційні максимуми C, Mn, Cr, Fe виявлені майже у всіх досліджених точках.

При дослідженні розподілу елементів поперек напрямку прокатки спостерігаються аналогічні результати: данні рис. 3.15, 3.16 свідчать про нерівномірний розподіл елементів в структурі зразка сталі 08пс, що прокатаний в феритній області температур за один прохід (в зоні, що прилягає до поверхні, в т. 2, 4 спостерігаються тільки спектри Fe і C, в точках – 1, 3, 5 – інтерференційні максимуми Fe, Mn, Al, Cr, Cu, C, S). В структурі зразку, що прокатаний за два проходи в аустеніто-феритній та феритній областях, виявлений відносно рівномірний розподіл елементів. В центральній зоні (рис. 3.17) в т. 6 виявлені лише спектри Fe і C, в точках 1-5 інтерференційні максимуми Fe, Mn, Al, Cr, C, S. В структурі поверхневої зони цього ж зразка (рис. 3.18) точки 1, 3, 5, 6 містять спектри Fe, Mn, C, в т. 2, 4 спостерігаються інтерференційні максимуми Fe, Mn, Si, Cr, C, S.

Таким чином, розподіл хімічних елементів по перерізу листа із сталі 08пс, деформованого в СКІТ, не є визначальним фактором, що обумовлює різнозернистість структури.

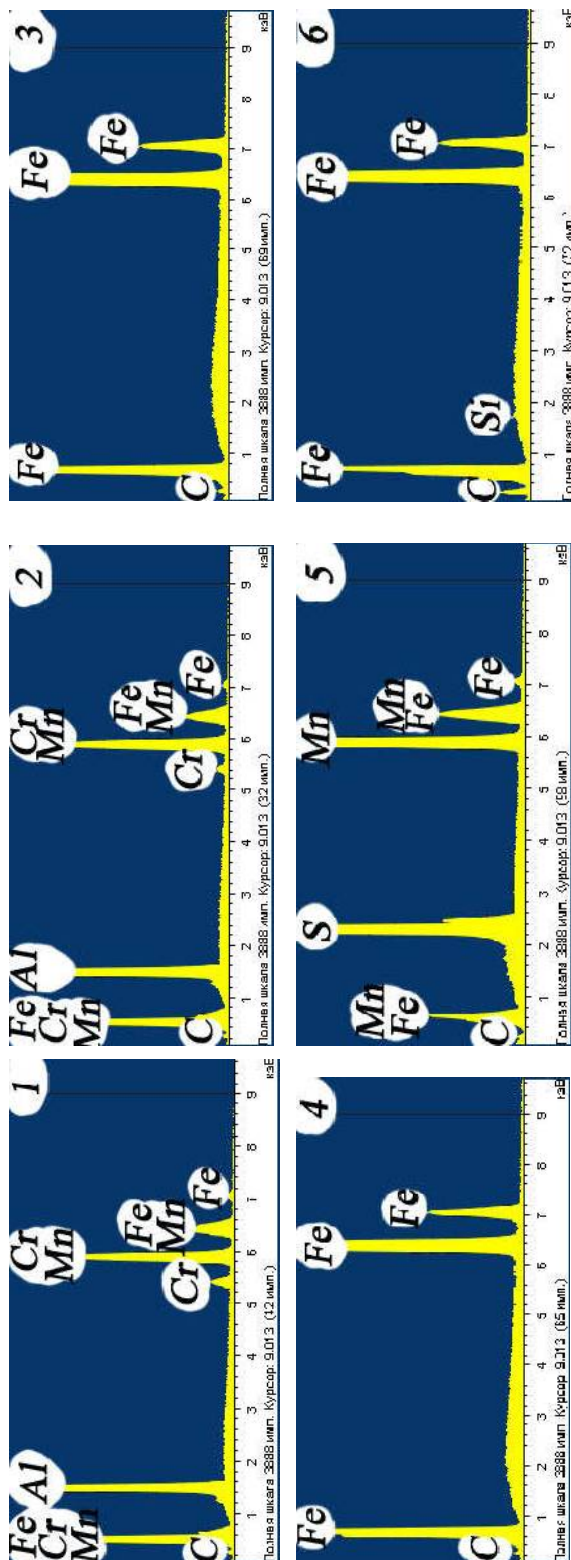
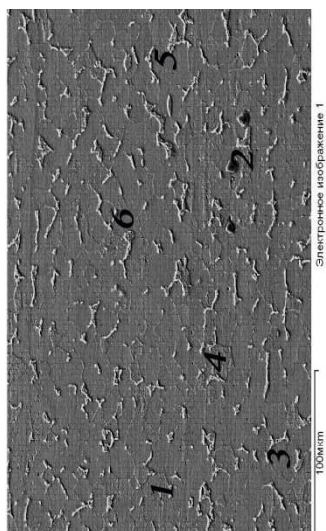


Рис. 3.11. Розподіл елементів в структурі центральної зони зразка сталі 08пс, прокатка в СКП, уздовж напрямку прокатки

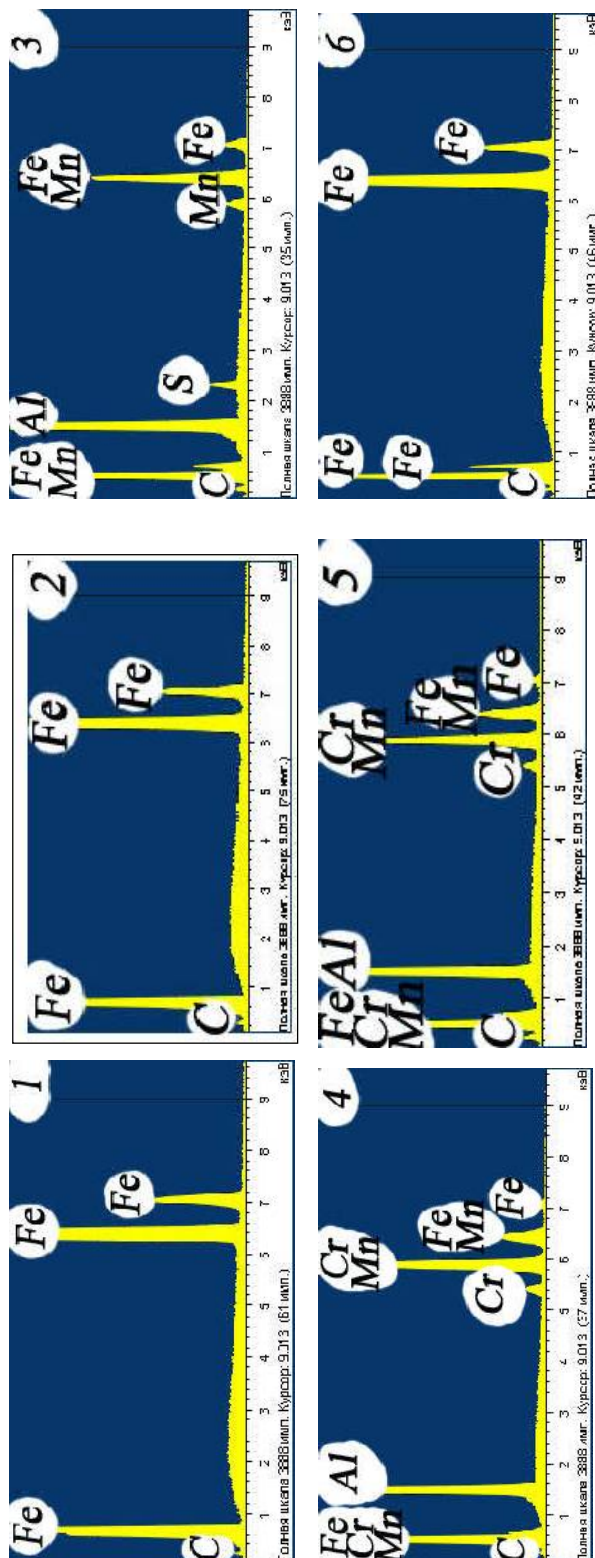
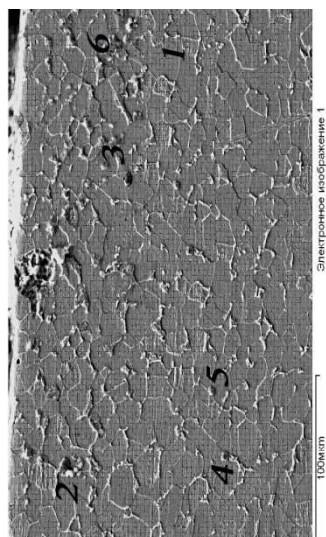


Рис. 3.12. Розподіл елементів в структурі поверхневої зони зразка сталі 08лс, прокатка в СКП, уздовж напрямку прокатки

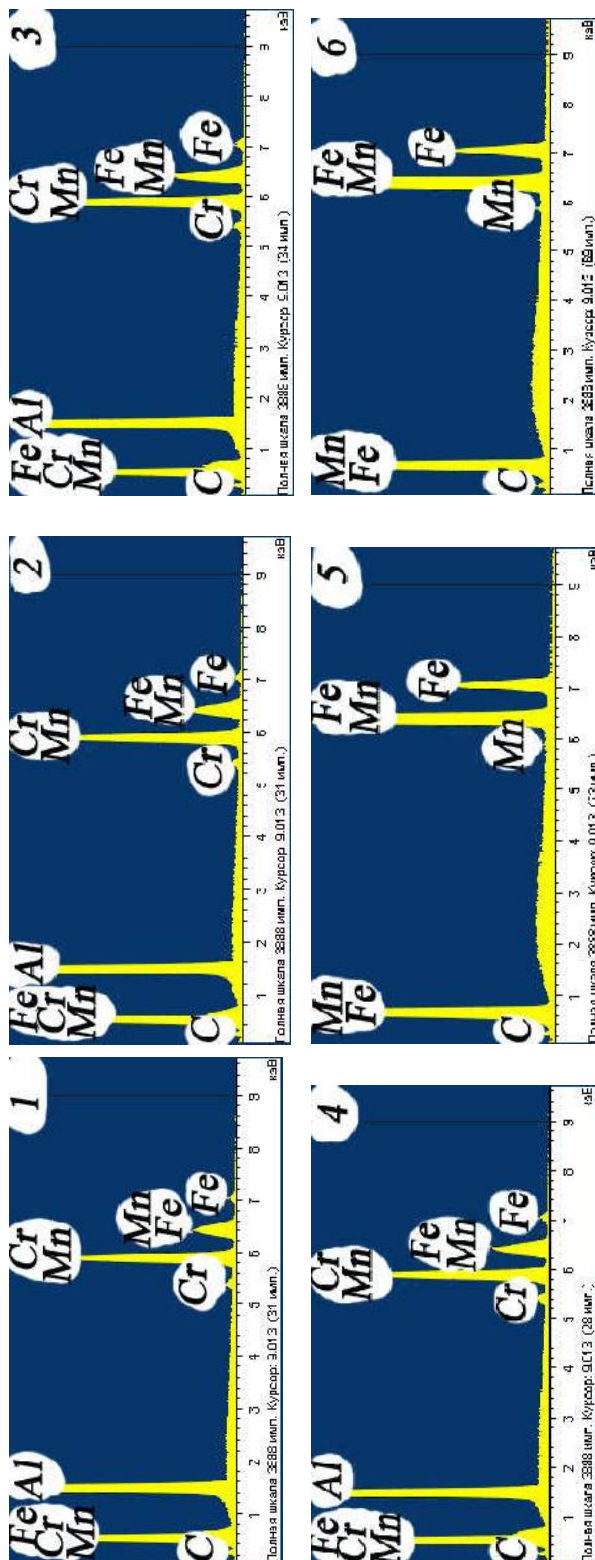
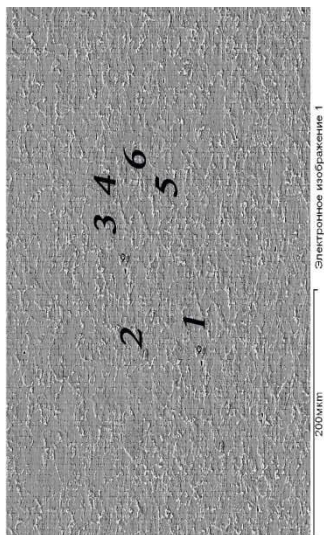


Рис. 3.13. Розподіл елементів в структурі центральної зони зразка сталі 08пс, прокатка в МКІТ та СКІТ, уздовж напрямку прокатки

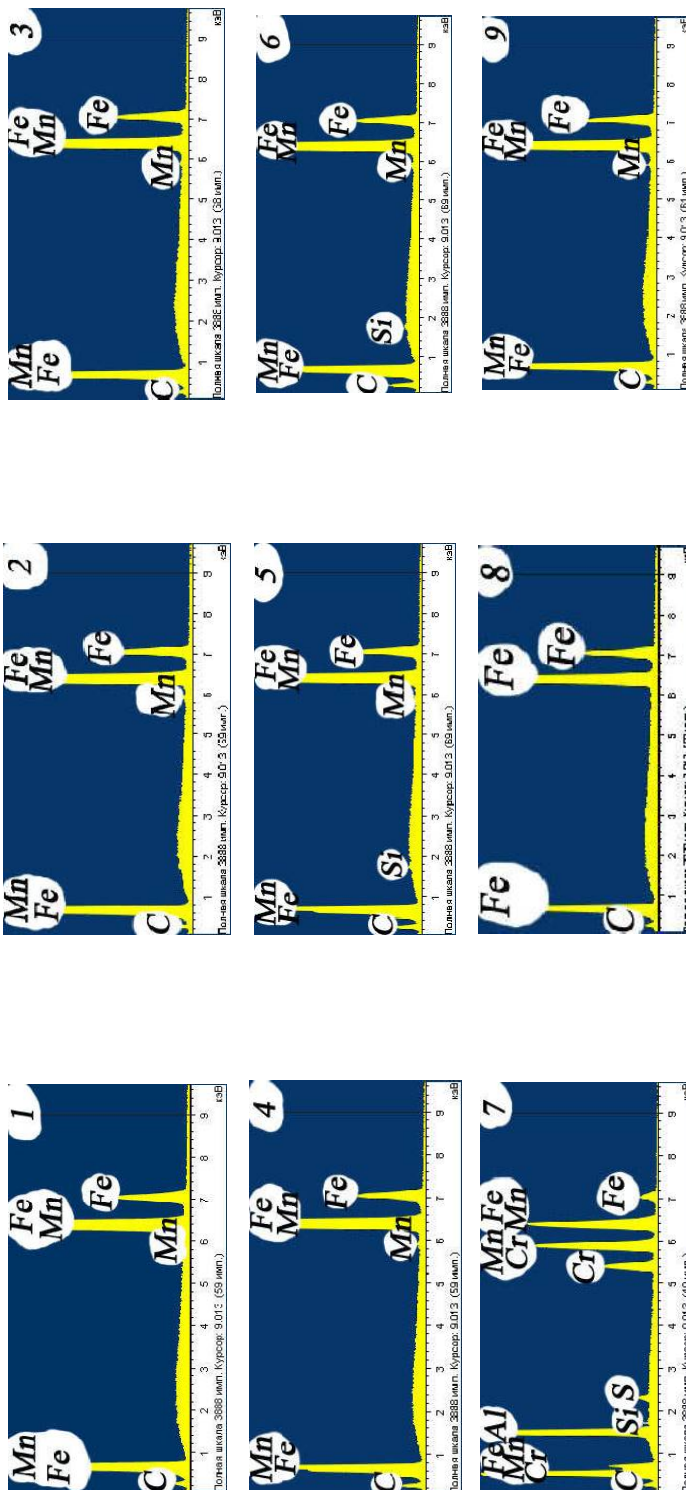
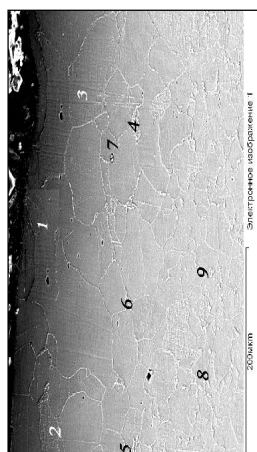
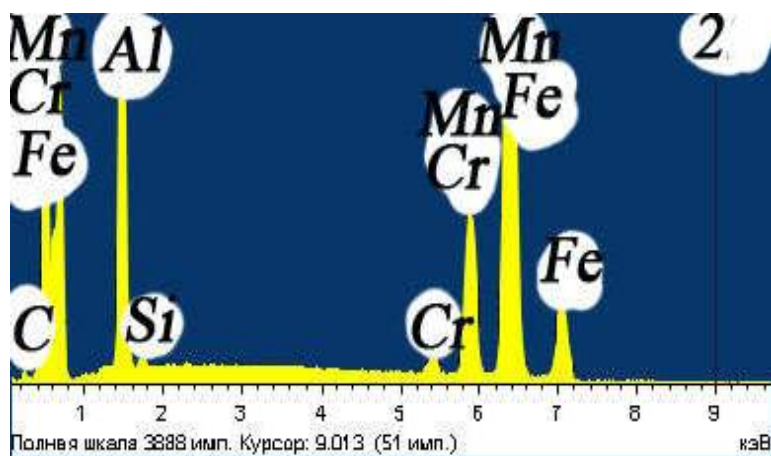
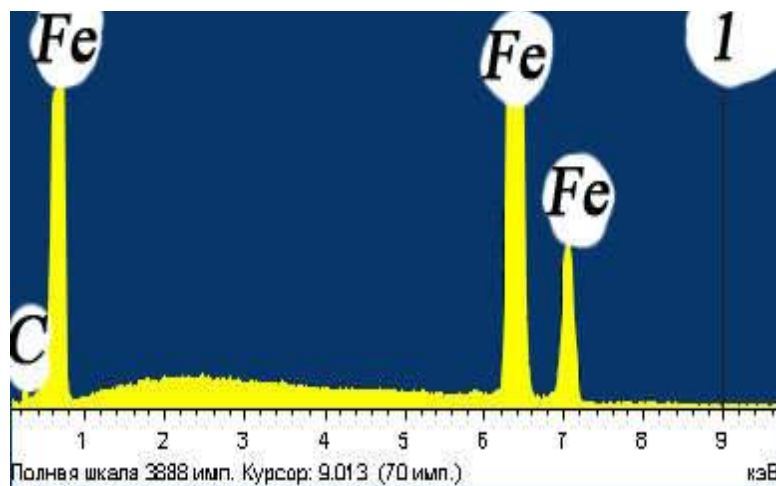
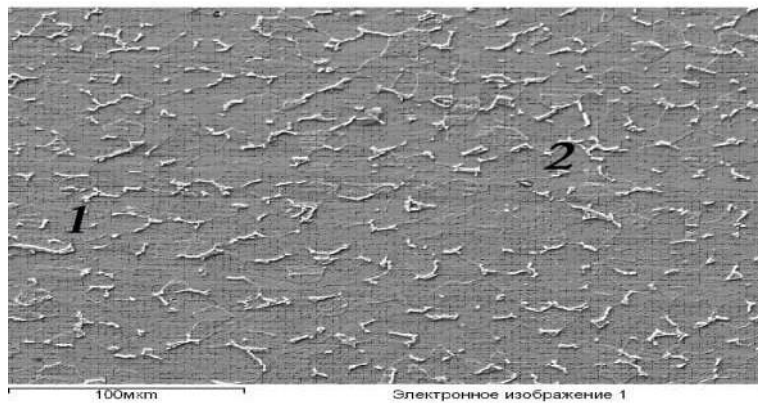


Рис. 3.14. Розподіл елементів в структурі поверхневої зони зразка сталі 08пс, прокатка в МКП та СКП, уздовж напрямку прокатки



- Розподіл елементів в структурі центральної зони зразка сталі 08пс, обробка в СКІТ, поперек напрямку прокатки

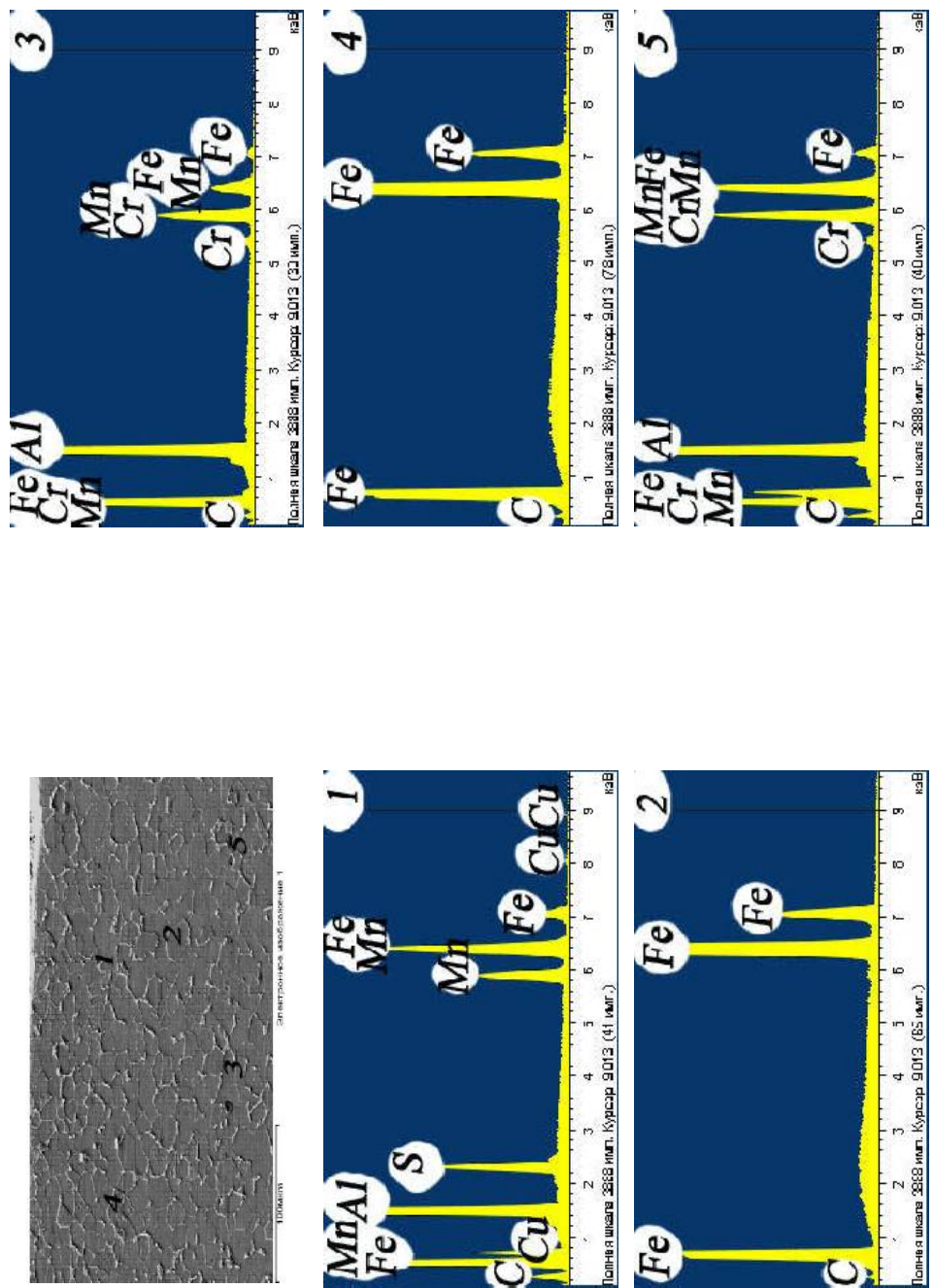


Рис. 3.16. Розподіл елементів в структурі поверхневої зони зразка сталі 08лс, обробка в СКІТ, поперек напрямку прокатки

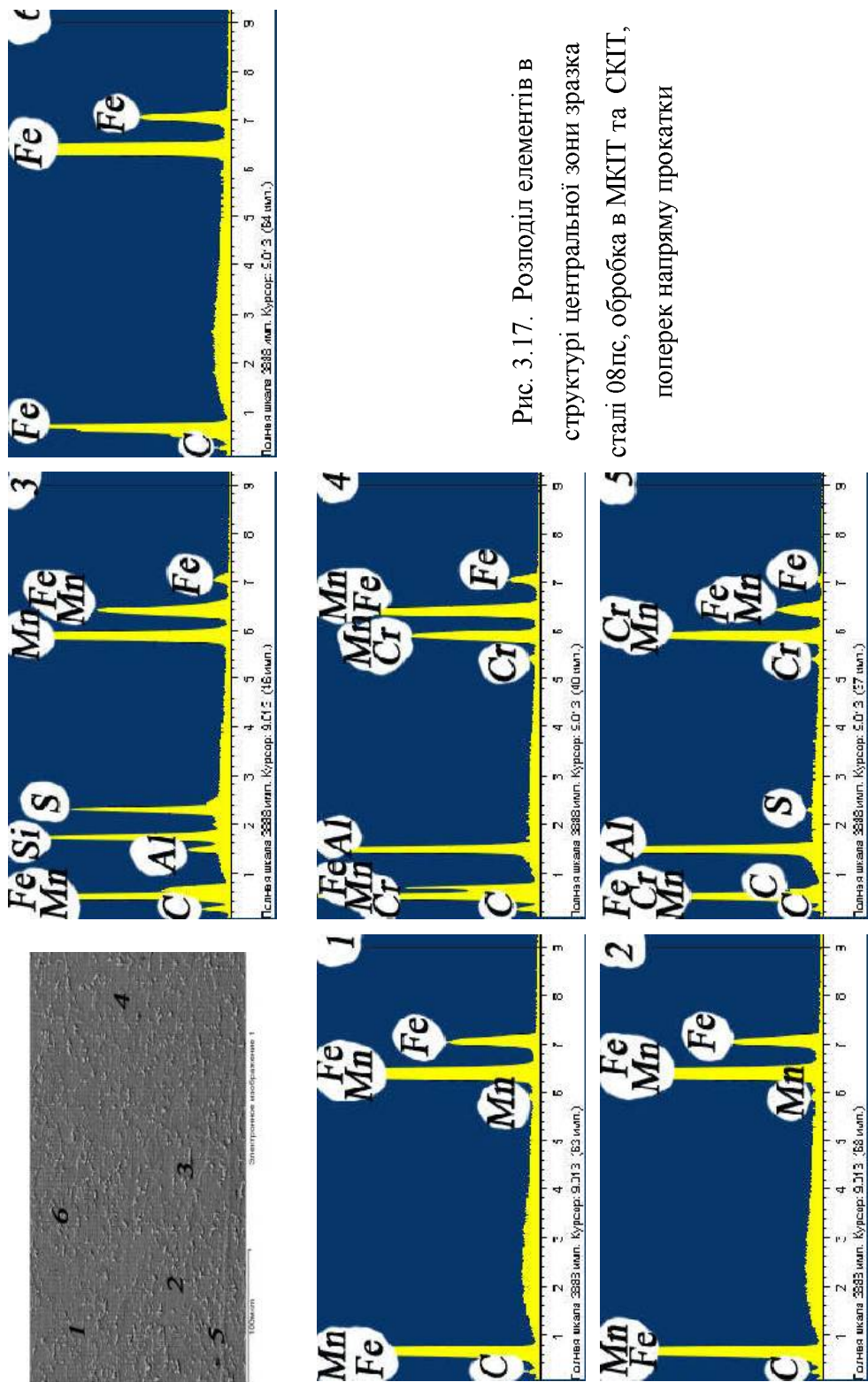
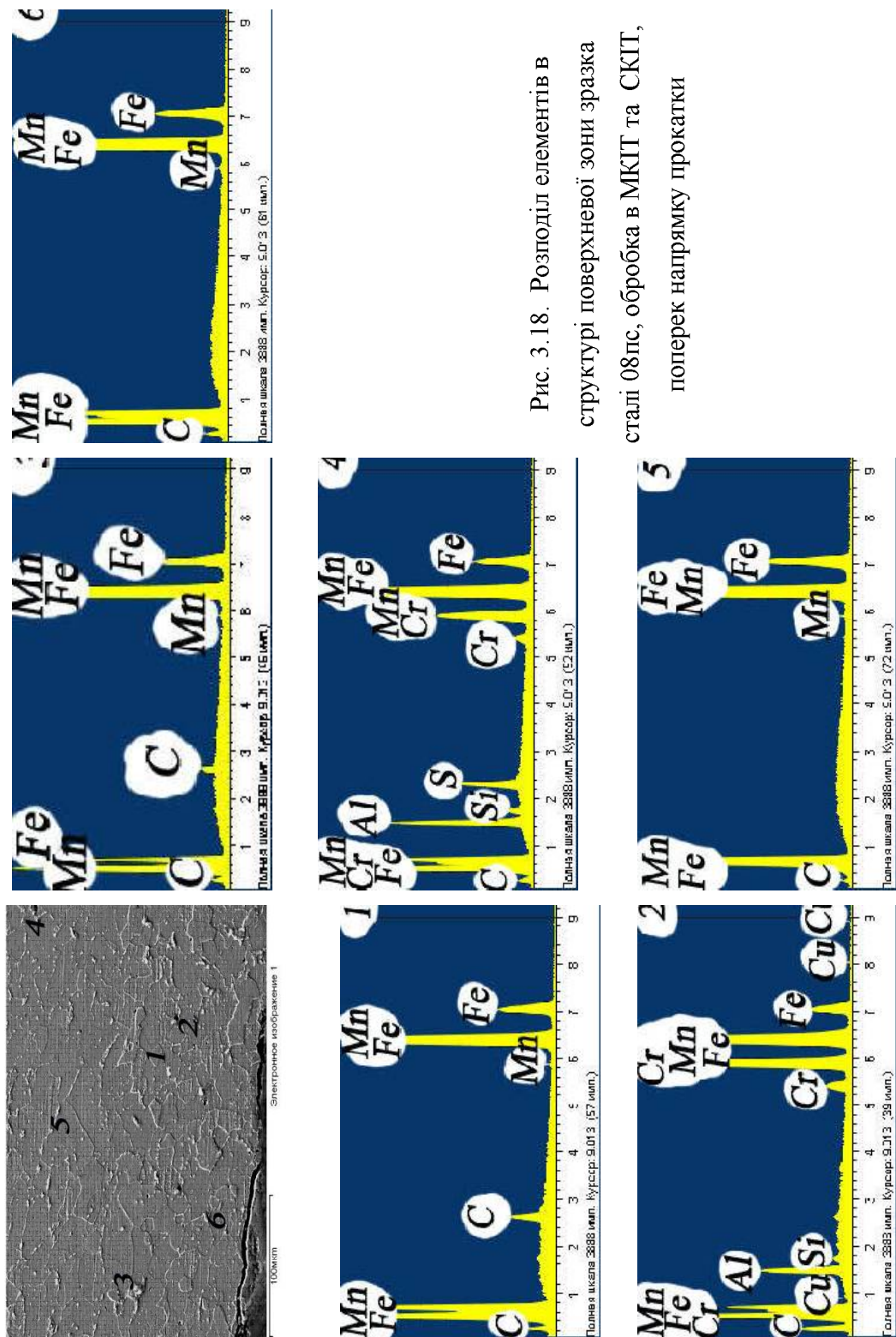


Рис. 3.17. Розподіл елементів в
структурі центральної зони зразка
сталі 08пс, обробка в МКІТ та СКІТ,
поперек напрямку прокатки



Проведено дослідження якісного розподілу вуглецю в структурі поверхневої та центральної зон вихідної заготовки із сталі 08пс, та зразків, оброблених за два проходи в аустенітній та ферито–перлітній, аустеніто–феритній та ферито–перлітній областях, а також за один прохід при температурі нижче критичної точки A_{r1} .

Мікроструктура вихідної заготовки характеризується зерном фериту величиною 20-90 мкм в поверхневій зоні, 10-60 мкм в центральній зоні штаби.

Досліджений стан зразків сталі 08пс товщиною 1,92 мм був отриманий шляхом прокатки вихідної заготовки з мінімальним ступенем деформації 7,2%, за режимом з нагрівом до 600°C і прокаткою в один прохід нижче точки A_{r1} в області однофазної феритної структури металу. В результаті отримана рівномірна структура по всьому перерізу листа, розмір феритного зерна 8-15 мкм.

Зразок товщиною 1,73 мм оброблений із ступенем деформації 16,4 % (обтискування в останній кліті 8,95%), за режимом з нагрівом до 1000°C і прокаткою в першому проході в області двофазної аустенітно-феритної структури металу, в другому проході – при температурі 600°C. В структурі готового прокату утворюється поверхневий крупнозернистий шар (див. табл. 3.2).

Досліджена мікроструктура зразка товщиною 1,51 мм, прокатаного із ступенем обтискування 27% (величина деформації в останній кліті стану закритична і складає 17,5%), за режимом з нагрівом до 1000°C і прокаткою в першому проході в аустенітній області, температура закінчення прокатки – 700°C (табл. 2.1, режим 9). В структурі зразка виявлений поверхневий крупнозернистий шар феритних зерен (див. табл. 3.2).

. На рисунках 3.19; 3.20 в якості прикладу представлені картини розподілу вуглецю по перерізу зразка сталі 08пс, прокатаного із ступенем деформації 16,4%. За рівнем інтенсивності сигналу та за ступенем неоднорідності робили висновок про розподіл вуглецю по лінії сканування. Аналіз отриманих даних показав нерівномірний розподіл вуглецю по перерізу досліджених зразків.

Поверхневі шари листів із більш низьким вмістом вуглецю рекристалізуються швидше та будуть мати більш крупнозернисту структуру в зрівнянні з внутрішніми шарами, які мають більш високий вміст вуглецю. Значна різниця в хімічному складі

між поверхневими та внутрішніми шарами листів із киплячої сталі є причиною неоднакового у часі початку перетворення γ -Fe в α -Fe, що може сприяти утворенню поверхневої грубозернистої структури. Різниця величини зерен у структурі листів, що прокатані при температурі нижче точки A_{K_3} , є менш помітною в напівспокійних та спокійних сталях, що пояснюється більшою однорідністю цих сталей за хімічним складом [123].

Авторами роботи [195] отримані кількісні дані по вмісту вуглецю по перерізу зразків сталі 08пс: середній вміст вуглецю в центральній зоні незначно перевищує на 0,01–0,02% його вміст в поверхневих шарах (0,0851% та 0,0788% відповідно), що зумовлено, на думку авторів, особливостями розподілу вуглецю при твердінні злитку, який використовується при виробництві сталю прокату. Однак, незначна різниця не може в односторонньому порядку впливати на формування різнозернистої структури досліджених зразків сталі 08пс. В літературних джерелах [171, 196] вказано, що однією з основних причин, яка викликає неоднорідність мікроструктури по перерізу, є зональна ліквіація вуглецю в злитку.

Однак, існує незначна ймовірність того, що зразки для досліджень вирізані із тієї частини виливка, в якому відбувались ліквіаційні процеси під час твердіння.

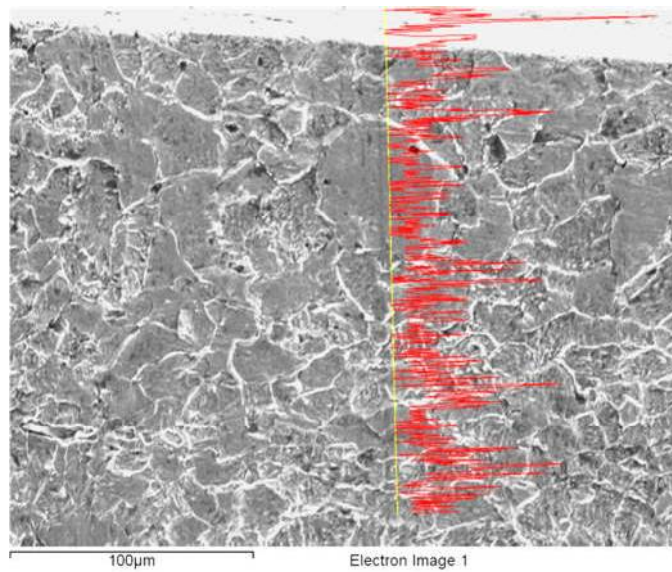
Автори також досліджували розподіл хімічних елементів в структурі зразків ультранизьковуглецевої сталі [197], а також зразків сталі 08пс, оброблених за режимами, що використані в даній роботі. В результаті також встановлено, що зональна різнозернистість в зразках, оброблених за два проходи, не пов'язана з розподілом хімічних елементів по перерізу листа, який є рівномірним. Навпаки, в зразках, з рівномірною структурою, прокатаних за один прохід в ферито–перлітній області, спостерігався нерівномірний розподіл хімічних елементів. Ці дані цілком співпадають з висновками, що отримані в розділі 3.4 даної роботи. Можливо, нерівномірний розподіл елементів в структурі хоч є і загальновизнаним, але не визначальним фактором, що впливає на різнозернистість структури. На утворення зональної різнозернистості більший вплив може мати текстуроутворення в процесі гарячої прокатки і охолодження листа на повітрі [110, 189], та процеси вторинної

рекристалізації, що формують структуру металу при деформації, що і показано в даних роботах [198, 199].

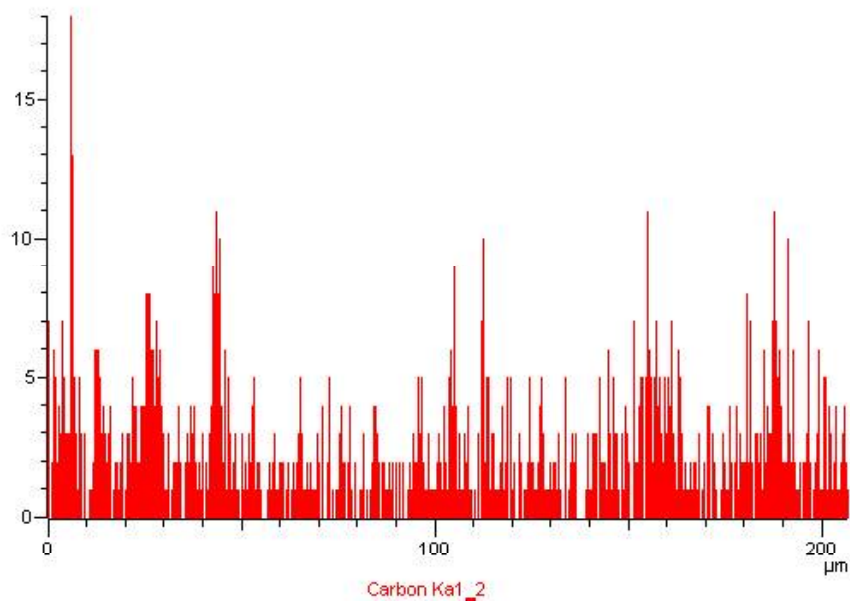
Сумарні спектри вуглецю по перерізу листа із сталі 08пс наведені на рисунку 3.21. Встановлено, що у поверхневих шарах всіх досліджених зразків (у тому числі і вихідної заготовки) концентрація вуглецю незначно перевищує його вміст у центральних зонах. Цей факт може бути пов'язаний з висхідною дифузією вуглецю з центру до поверхневої зони листа, з якої, в свою чергу, відбувається знеуглецювання в результаті взаємодії вуглецю з киснем і воднем навколишнього середовища.

Аналогічні питання розглянуті в роботі [200] при дослідженні штампових сталей після термоциклічної обробки. Результати роботи [189] свідчать про те, що ступінь знеуглецювання на поверхні гарячекатаного листа не є основною причиною, яка приводить до суттєвого збільшення величини феритних зерен в структурі сталі 08пс. Підтверджує цей висновок якісний взаємозв'язок між товщиною листа і товщиною поверхневого шару крупних зерен: товщина поверхневого крупнозернистого шару в структурі листа товщиною 2,2 мм в 2 рази менша, ніж в структурі листа, товщина якого складає 1,5 мм.

В дійсних дослідженнях спостерігається подібний взаємозв'язок: в структурі поверхневої зони зразків товщиною 1,61 мм виявлений крупнозернистий шар товщиною 400–550 мкм, в структурі зразків товщиною 1,73 мм – поверхневий шар товщиною 300–450 мкм (табл. 3.1).

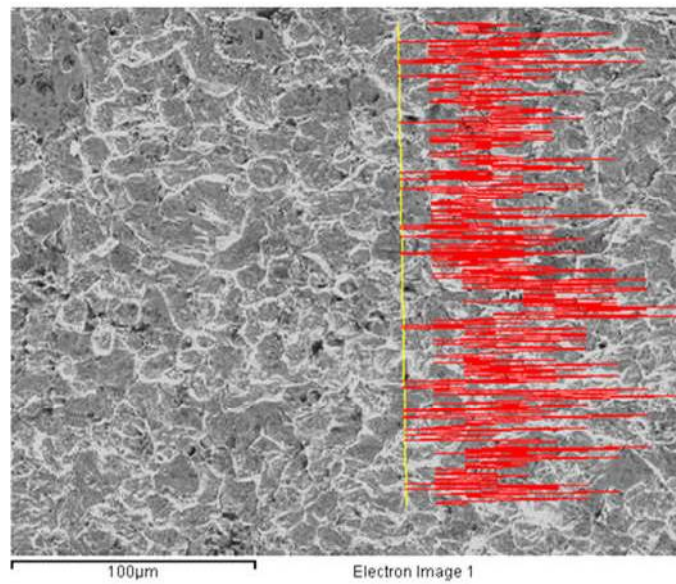


а

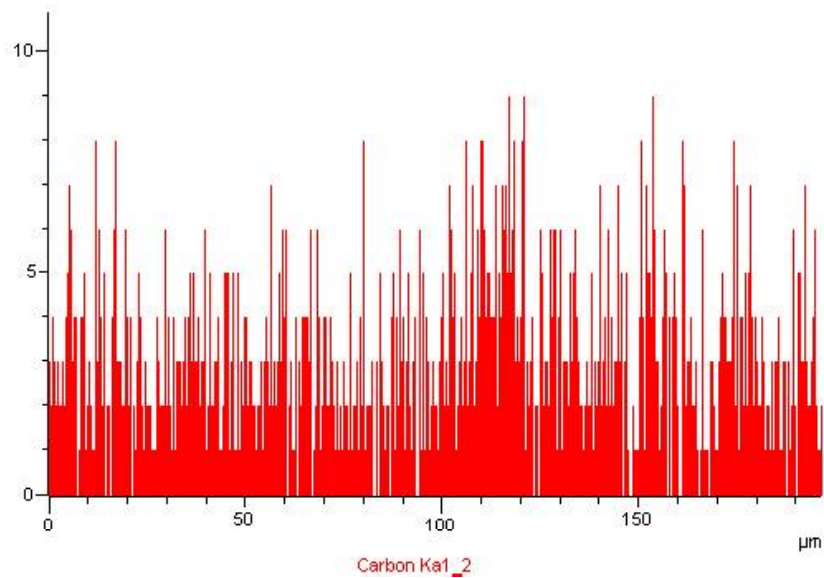


б

Рис. 3.19. Розподіл характерного випромінювання СК α (б) в структурі поверхневої зони зразка сталі 08пс, прокатаного із ступенем деформації 16,4% в аустеніто–феритній та ферито–перлітній областях; а – знімок у відбитих електронах



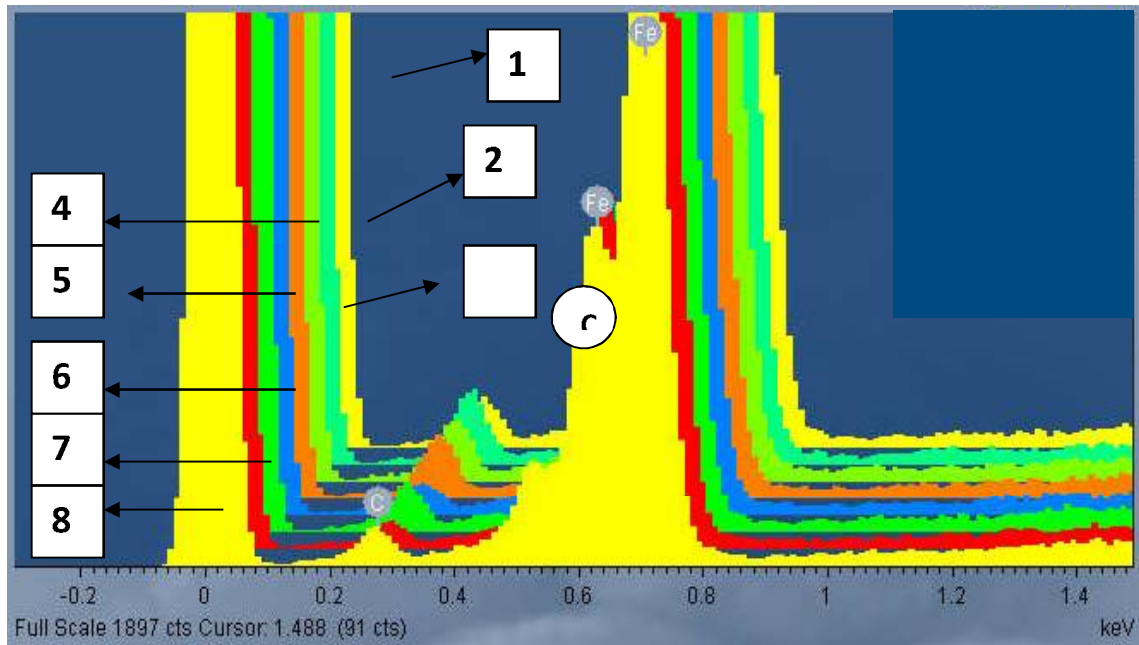
а



б

Рис. 3.20. Розподіл характерного випромінювання СК α (б) в структурі центральної зони зразка сталі 08пс, прокатаного із ступенем деформації 16,4% в аустеніто–феритній та ферито–перлітній областях; а – знімок у відбитих електронах

Отже, доля поверхневих крупнозернистих шарів зростає зі зменшенням товщини листа. Можна припустити, що середній вміст вуглецю суттєво не змінився, хоч процес зневуглецювання відбувався. З підвищенням сумарного ступеню деформації виявлено зниження вмісту вуглецю в поверхневих зонах листа.



1 – центральна зона зразка, прокатка в феритній області, $\varepsilon = 7,2\%$;
 2 – поверхнева зона зразка, прокатка в феритній області, $\varepsilon = 7,2\%$; 3 – центральна зона зразка, прокатка за два проходи, $\varepsilon = 16,4\%$; 4 – поверхнева зона зразка, прокатка за два проходи, $\varepsilon = 16,4\%$; 5 – центральна зона зразка, прокатка за два проходи, $\varepsilon = 27\%$;
 6 – поверхнева зона зразка, прокатка за два проходи, $\varepsilon = 27\%$; 7 – центральна зона вихідної заготовки товщиною 2,07 мм; 8 – поверхнева зона вихідної заготовки товщиною 2,07 мм.

Рис. 3.21. Сумарні спектри вуглецю в структурі вихідної заготовки сталі 08пс і деформованих зразків, охолоджених на повітрі

4 ВПЛИВ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ І ТЕКСТУРОУТВОРЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПО ПЕРЕРІЗУ ЛИСТА СТАЛІ 08ПС

Структурно чутливі механічні властивості, які визначають здатність сталі до глибокого витягання, залежать від багатьох факторів, основним серед яких є кристалографічна текстура. На текстуру впливають технологічні параметри: хімічний склад, ступінь обтискування та ін. [201].

Здатність металу до витяжки та якість штампованих деталей залежить також від величини та однорідності феритних зерен та рівномірності текстури по товщині листа. Значний вплив на кінцеву величину зерна має ступінь обтискування, оскільки його величина може потрапити в область критичних деформацій, при яких відбувається зростання крупних зерен. Як відомо, величина критичного ступеня деформації для низьковуглецевої сталі із вмістом 0,08 % С складає $\sim 10\%$.

Критичне обтискування листа в останній кліті стану не завжди приводить до утворення різнозернистої структури. Обтискування може бути критичним, якщо до завершальної операції пластичної обробки металу відбувся процес рекристалізації. Якщо метал був повторно деформований до рекристалізації, то величина обтискування (навіть критичного) не викликає зростання зерна: в цьому випадку рекристалізація після гарячої обробки буде визначатись сумою його послідовних обтискувань, між якими вона не відбувалась [121].

Умови закінчення деформації визначають кінцеву структуру сталі. Температура і ступінь деформації в останній кліті повинні забезпечити протікання статичної рекристалізації під час останньої паузи і динамічні процеси в останній кліті [173]. Температура і швидкість деформації повинні бути такими, щоб максимально зблизити процеси зміцнення–знеміцнення, скоротити інтервал між ними.

В літературі наведено значення критичного ступеню, як правило, для холодної деформації, коли вся запасена енергія ($E_{\text{зап}}$), яка привноситься зовнішньою деформаційною дією, акумулюється в сталі у вигляді дефектів будови – дислокацій та субзерених границь. $E_{\text{зап}}$ визначає рівень напруженого стану сталі, його коефіцієнти

та тензори, що використовуються при моделюванні процесів деформації та текстуроутворення металів і сплавів [179].

В гарячекатаному металі в процесі деформації та після деформаційного охолодження здійснюються релаксаційні процеси, які знижують загальний рівень $E_{\text{зап}}$ через анігіляцію дислокацій, субзерених границь та зменшення кількості дислокаційних скупчень. Таким чином, рівень критичного ступеню деформації зміщується в сторону більших значень.

Пластичні властивості листового матеріалу характеризуються показником нормальної пластичної анізотропії R (штампуємості): величина R тим більша, чим вище здатність листа до витягування. Значення R залежить від конкретної текстури: максимальне значення R та найкраща штампуємість відповідає октаедричній текстурі $\{111\} \langle uvw \rangle$. Таким чином, шляхом підбору попереднього режиму деформації, що приводить до певної текстури, можна забезпечити більш високі технологічні властивості матеріалу при подальшій пластичній деформації [178].

Літературні дані не встановлюють закономірності впливу режимів обробки на процес рекристалізації низьковуглецевих сталей. Недостатньо даних стосовно зміни величини феритного зерна по товщині прокату, а також формування структури при переході від високотемпературної деформації до низькотемпературної. Тому доцільно дослідити вплив процесів рекристалізації та текстуроутворення на величину феритного зерна в поверхневій та центральній зонах зразків сталі 08пс.

Зворотна полюсна фігура (ЗПФ) – зовнішня умовна площа листа – являє собою розподіл орієнтувань зовнішніх осей зразка (НП, ПН, НН) відносно внутрішніх (кристалографічних) осей. На ЗПФ у відповідних виходів нормалей проставляють ймовірність збігу з ними деяких технологічно важливих напрямів (напрямку прокатки). Звичайні полюсні фігури, площиною проекції яких є площа прокатки, показують розподіл орієнтувань кристалографічних площин певного виду відносно НП, ПН, НН в листі. Перевага ЗПФ: достатньо однієї полюсної фігури, щоб мати уявлення про переважне орієнтування та його розсіяння.

Зображення дає кількість кристалів, полюса площин $\{hkl\}$ яких збігаються із зовнішнім напрямком. ЗПФ будується в області стереографічного трикутника, що виділений із стандартної проекції монокристала, вершинами якого є три головних напрями. Полюсна щільність визначається в багатьох точках трикутника. Біля кожного полюса N_{hkl} стандартного трикутника вказували відповідну полюсну щільність P_{hkl} . Зразок без текстури із того ж матеріалу, що і досліджений, використовується для нормування, оскільки у відсутності текстури P_{hkl} дорівнює середньому значенню, яке приймається за одиницю. Для текстурованого зразка $P_{hkl} \neq P_{cp}$. Якщо будь-який полюс N_{hkl} на ЗПФ має більшу відносну щільність, ніж сусідні, то зовнішній напрям зразка, для якого була побудована ЗПФ, більш ймовірно, ніж в зразку без структури, паралельний цій нормалі N_{hkl} . Зразки для дослідження вирізали таким чином, щоб напрям, який аналізується (напрямок прокатки), співпадав з нормаллю до площини зразка [178, 179].

Автори [202] визначення ЗПФ проводили за графоаналітичним методом: стереографічний трикутник ділився на ділянки, в межах якої щільність вважається постійною. Визначали значення P_{hkl} у 16 точках трикутника, наносили їх на полюсну фігуру та проводили рівні рівної полюсної щільності. Після позначення біля кожного полюса стандартного трикутника, який проаналізовано, відповідних значень P_{hkl} проводили лінії вибраних рівнів, що з'єднують точки з однаковою щільністю. Індеси полюсів, які відповідають максимальній полюсній щільності, визначають компоненти текстури.

Отримані дані металографічного та текстурного аналізів [203] дозволили виявити наступні закономірності структуро- і текстуроутворення в сталі під час проведення експериментів. Зразок сталі 08пс, що оброблений за режимом з нагрівом до 600°C та прокаткою за один прохід при цій же температурі, характеризується рівномірною структурою по всьому перерізу листа. Найбільш вираженою в поверхневій зоні зразка товщиною 1,73 мм є текстура із переважним орієнтуванням феритних зерен площиною $\{110\}$ (рис.4.1, а), в центральній зоні – площинами $\{111\}$ та $\{100\}$ (рис.4.1, б). Незважаючи на утворення нерівномірної по перерізу текстури та

ступінь деформації, близький до критичного ($\epsilon = 7,2 \%$), не реалізувались умови, необхідні для розвитку процесів вторинної рекристалізації, які обумовлюють утворення різнозернистої структури в поверхневому шарі листа.

Зразки сталі 08пс після прокатки за два проходи (в аустенітній та ферито-перлітній областях температур) із ступенем деформації $16,4 \%$ мають структуру з поверхневим шаром великих зерен фериту. Незважаючи на більш низьку температуру закінчення прокатки (в зрівнянні із зразком, що оброблений за попереднім режимом), критичні ступені деформації в останній кліті стану $7,5 \%$ та 9% ініціюють процес вторинної рекристалізації і утворення різнозернистої структури.

Текстура поверхневої та центральної зон зразка сталі 08пс товщиною $1,73 \text{ мм}$ ($\epsilon = 16,4 \%$ при $T_{\text{КП}} = 500^\circ\text{C}$), як і у випадку обробки за попереднім режимом (рис. 4.1, а, б), суттєво різняться (рис. 4.1, в, г). Для першої із зазначених зон переважною є структура типу $\{110\}$, а для другої – сукупність текстур типу $\{111\}$ та $\{100\}$ (рис. 4.1, в, г). Полісні щільності орієнтувань $\langle 110 \rangle$ (P_{110}) в поверхневій зоні та P_{100} в центральній зоні при цьому вище таких для режиму з $T_{\text{КП}} = 600^\circ\text{C}$, а P_{111} для центральної зони у випадку режиму з $T_{\text{КП}} = 500^\circ\text{C}$.

Для поверхневої зони зразка товщиною $1,73 \text{ мм}$ ($T_{\text{КП}} = 600^\circ\text{C}$) (рис. 4.1, д) характерний практично той же рівень $P_{110} = 2,52$, що і для попереднього режиму обробки (рис. 4.1, в). Рівень $P_{100} = 1,64$ и $P_{111} = 1,84$ (рис. 4.1, е) при цьому помітно нижче, ніж у випадку попереднього режиму (рис. 4.1, г).

Мікроструктурні дослідження зразка сталі 08пс, що оброблений із $\epsilon = 26,1 \%$ (в останній кліті стана $11,6\%$) за режимом з прокаткою в першому проході в аустенітній області, в другому проході – в СКІТ з $T_{\text{КП}} = 600^\circ\text{C}$ (табл. 3.1), показали, що товщина поверхневого шару збільшується, розмір зерна фериту зменшується зі збільшенням значень ϵ .

Прокату с $T_{\text{КП}} = 600^\circ\text{C}$ і $\epsilon = 26,1 \%$, як і для ЗПФ поверхневої та центральної зон зразків, що оброблені за попередніми режимами (рис. 4.1, а-е), належить текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен в поверхневій зоні площиною $\{100\}$

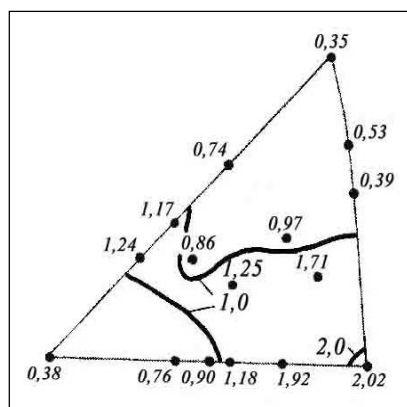
(рис. 4.2, а), в центральній зоні – площинами $\{111\}$ і $\{100\}$ (рис. 4.2, б) паралельно площині прокатки (ПП).

Зразки сталі 08пс товщиною 1,61 мм и 1,51 мм, прокатані із закритичними обтискуваннями ($\varepsilon = 22,2\%$ и 27%) в першому проході в аустенітній області з $T_{\text{кл}} = 700^\circ\text{C}$, характеризуються меншим розміром феритного зерна та більшою товщиною поверхневого крупнозернистого шару (табл. 3.1).

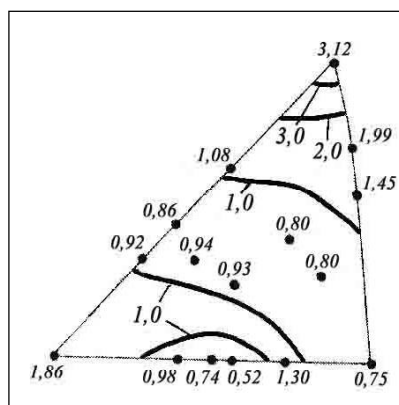
В текстурі листа після такої обробки найбільш виражене орієнтування $\langle 110 \rangle$ в поверхневій зоні ($P_{110} = 3,06$ – рис. 4.2, в та $P_{110} = 4,06$ – рис. 4.2, д), текстура центральної зони менш виражена, ніж у випадку прокатки за попередніми режимами (рис. 4.2, г, е).

Результати досліджень дозволили встановити наступну закономірність: із зростанням сумарного ступеню деформації зразків та товщини поверхневого крупнозернистого шару в структурі спостерігається підвищення значень полюсної щільності P_{110} в поверхневих зонах зразків сталі 08пс.

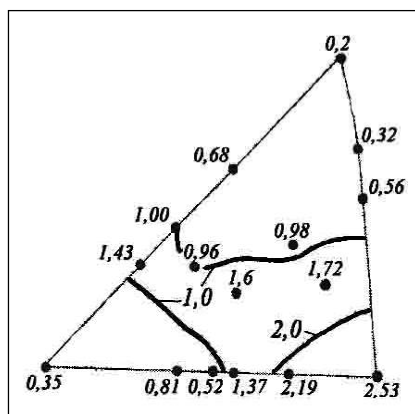
Формування крупнозернистої феритної структури в поверхневому шарі гарячекатаного прокату зумовлено вираженою текстурою типу $\{110\}$, що формується в цьому шарі в результаті дії зсувної складової сили тертя, яка діє при гарячій прокатці. Вплив цього фактору досліджено в роботах [98, 125, 126]. В процесі гарячої прокатки в умовах тертя між листом та валками стану в металі формуються полоси зсуву із певними кристалографічними параметрами: $(110)[001]$ – текстурою Госса.



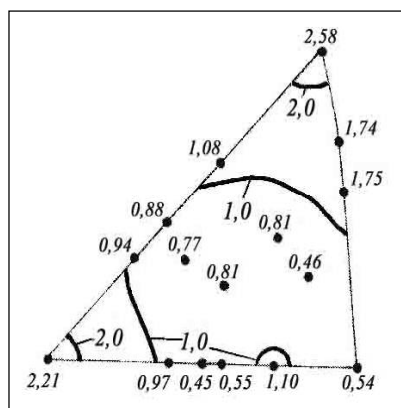
а



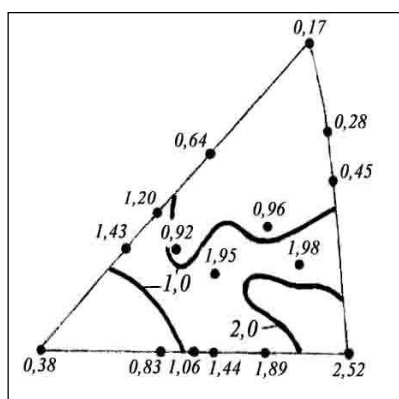
б



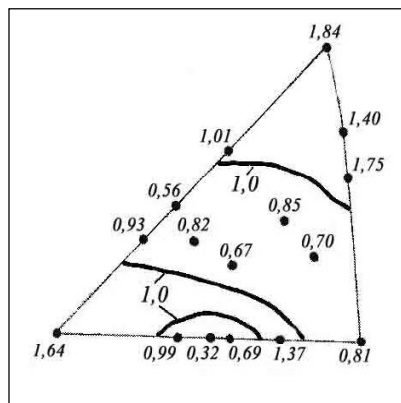
в



г

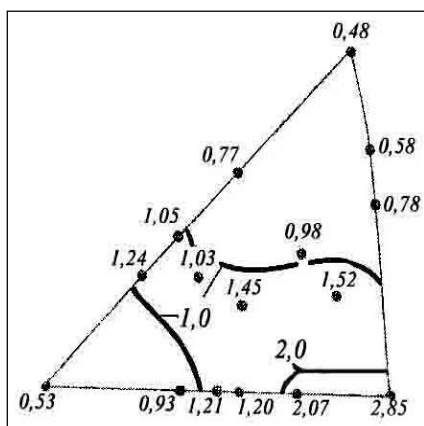


д

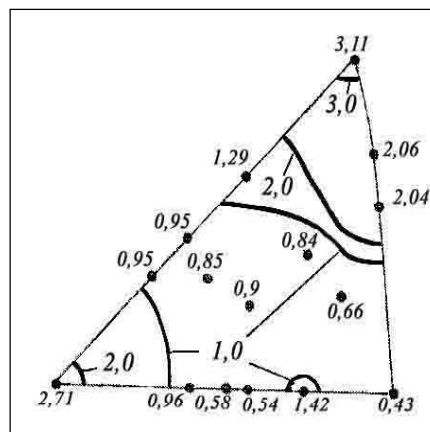


е

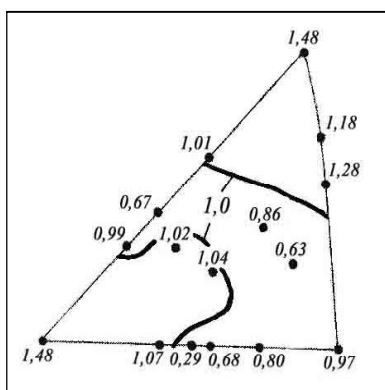
Рис. 4.1. ЗПФ листа сталі 08пс: а,б— $\Sigma\varepsilon=7,2\%$; в,г— $\Sigma\varepsilon=16,4\%$, $T_{\text{зп}} = 500^{\circ}\text{C}$; д,е— $\Sigma\varepsilon=16,4\%$, $T_{\text{кп}} = 600^{\circ}\text{C}$, а, в, д — поверхнева зона; б, г, е — центральна зона



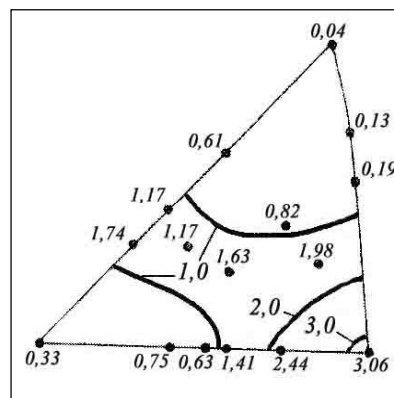
а



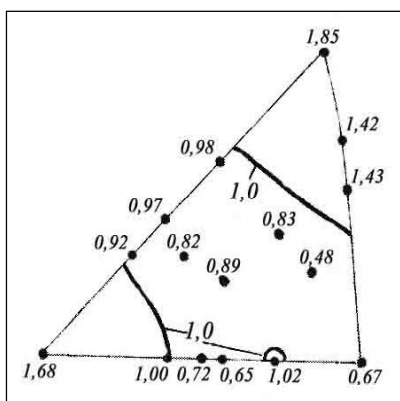
б



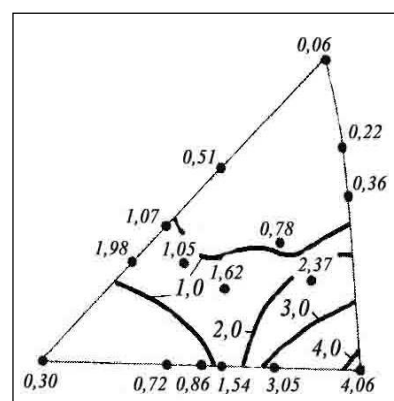
в



г



д



е

Рис. 4.2. ЗПФ листа сталі 08пс: а,б– $\Sigma\varepsilon=26,1\%$; в,г– $\Sigma\varepsilon=22,2\%$, д,е– $\Sigma\varepsilon=27,0\%$, а, в, д – поверхнева зона; б, г, е – центральна зона

Розвиток рекристалізації в об'ємах гарячекатаного металу з такими текстурними характеристиками відбувається наступним чином: в об'ємах металу з такою текстурою швидше формуються зародки рекристалізації і зерна фериту з орієнтуванням $\{110\}$ $[001]$ досягають значних розмірів внаслідок коалесценції, оскільки взаємна переорієнтація дуже мала. Така структура фериту може мати високу стійкість.

Дійсно, відповідно [171, 178, 179], в поверхневих об'ємах зразків феритні зерна із переважним орієнтуванням площиною $\{110\}$ при вторинній рекристалізації зростають швидше, ніж зерна із орієнтуваннями $\{100\}$ та $\{111\}$ в центральній зоні з іншими структурними параметрами. Висока швидкість збільшення феритних зерен зумовлена механізмом рекристалізації, який оснований на механізмі коалесценції зерен. Існуючі поряд один з іншим зерна із переважним орієнтуванням площиною $\{110\}$ та низькою взаємною розорієнтацією збільшуються за рахунок зникнення границь розділу між ними. Великокутові границі зерен фериту розчиняються, і погрубіння структури відбувається із великою швидкістю [204, 205].

В результаті можна підкреслити, що:

- в процесі гарячої деформації при прокатці внаслідок дії зсувної (тангенціальної) складової сили тертя в зоні деформації в поверхневому шарі в результаті повертання ОЦК-решітки фериту уздовж напрямку дії цієї складової сили тертя формується текстура із вираженою компонентою $\{110\}$;

- в центральній зоні прокату силовий вплив при деформації симетричний, тому тут формується звичайна текстура прокатки, найбільш вираженими орієнтуваннями якої є $\{100\}$ і $\{111\}$.

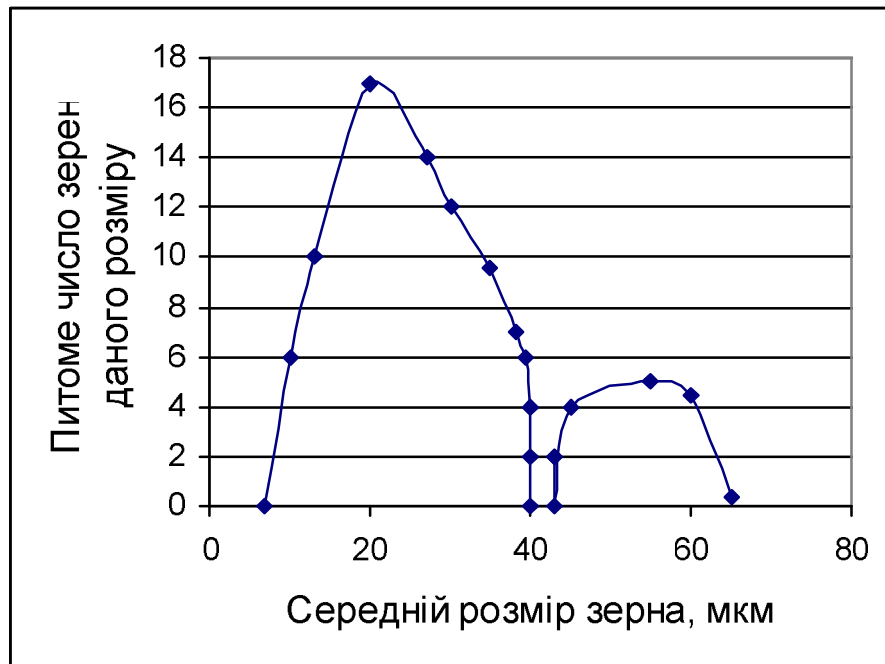
В якості критерію для кількісної оцінки різнозернистості в роботі [203] використані характеристики, які визначаються за допомогою статистики. За результатами вимірювань підраховували число зерен даного розміру. Вибір на шліфі площі, на якій підраховано число та розмір зерен для побудови кривих, здійснений з урахуванням характеру різнозернистості (зональна різнозернистість). Побудовані криві розподілу зерен за розмірами для поверхневих зон зразків із різнозернистою

структурою. Аналіз кривих дозволяє визначити розмір зерен, що найбільш часто зустрічаються, та відповідають максимуму на кривій розподілу, а також максимальний розмір, який відповідає правим кінцям кривих (рисунок 4.3).

Наявність двох частотних максимумів для великих і малих зерен фериту (рис. 4.3) дозволила встановити, що різнозернистість структури та погрубіння поверхневого шару дійсно пов'язано із розвитком процесу вторинної рекристалізації [75, 171]. Максимуми розділені інтервалом в області зерен середнього розміру. Чим більша різнозернистість, тим більшим є цей інтервал.

При вторинній рекристалізації відбувається зростання зерен, утворення крупного зерна та різнозернистості, що сприяє зниженню механічних властивостей металу. У першу чергу зростають вогнуті ділянки найбільш крупних зерен за рахунок опуклих ділянок більш дрібних зерен. Можуть виникати такі умови, що одне і теж зерно з одного боку може поглинати сусіднє зерно, а з другого – само поглинатись сусіднім зерном. Необхідна для зростання зерен різниця в їх розмірах та формі при вторинній рекристалізації утворюється нерівномірним наклепом, різною орієнтацією кристалів чи нерівномірним розподілом речовини, що перешкоджає зростанню. Якщо розміри зерен починають вирівнюватись, швидкість вторинної рекристалізації зменшується, процес рекристалізації припиняється.

Структура серединної зони гарячекатаної низьковуглецевої сталі в основному формується в результаті збиральної рекристалізації, тому структурні процеси в поверхневому шарі пов'язані з процесами вторинної рекристалізації. В основі уявлень про процес утворення аномальних структур лежить гіпотеза про механізм «вторинної» рекристалізації шляхом коалесценції групи зерен, що розділені малокутовими границями, з формуванням загальної великокутової границі та ліквідацією («розсіпанням») границь, які містяться всередині новоутвореного зерна.

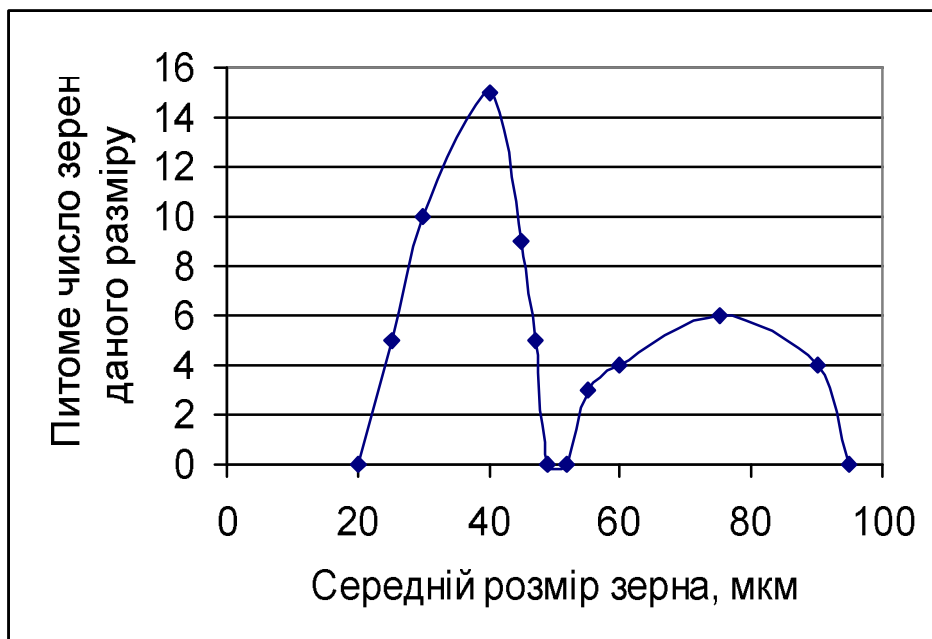


а

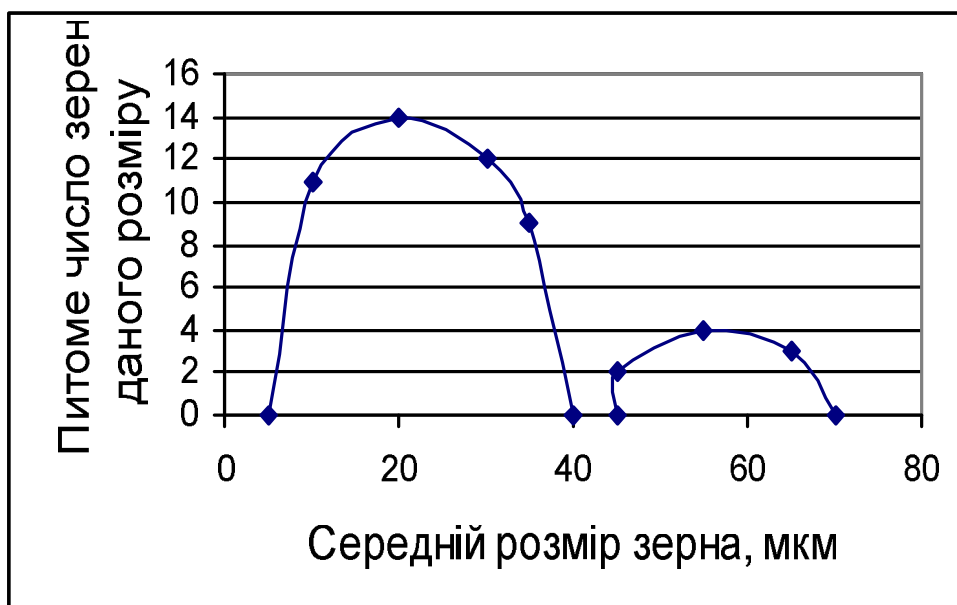


б

Рис. 4.3. Криві розподілу зерен в структурі поверхневого шару зразків сталі 08пс за розмірами: а – $\Sigma\varepsilon = 26,1\%$; б – $\Sigma\varepsilon = 27,0\%$; в – $\Sigma\varepsilon = 22,2\%$; г – $\Sigma\varepsilon = 16,4\%$, $T_{\text{зп}} = 500^\circ\text{C}$; д – $\Sigma\varepsilon = 16,4\%$, $T_{\text{КП}} = 600^\circ\text{C}$

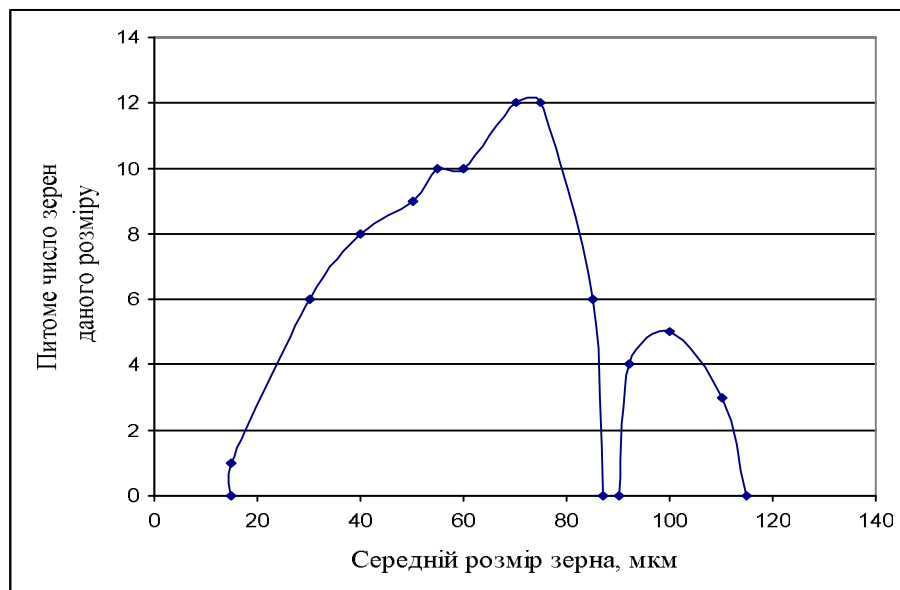


В



Г

Продовження рис. 4.3



Д

Продовження рис. 4.3

Великокутові границі навкруги вихідних зерен, як і сторонні фази у вигляді пограничних виділень, повинні перешкоджати цьому процесу.

В результаті нерівномірного зростання зерна при вторинній рекристалізації більшість зерен збільшується повільно чи зовсім практично не зростає, а окремі зерна збільшуються до великих розмірів, при цьому «з'їдають» своє дрібнозернисте оточення. Вторинна рекристалізація відбувається в певному інтервалі температур, в якому нормальне зростання зерен відбувається з меншою швидкістю. В різних умовах обробки, при неоднаковій товщині листа нерівномірне зростання зерен викликають різні причини, але обов'язковою умовою розвитку вторинної рекристалізації є стабілізація матриці, тобто гальмування зростання більшості зерен, які утворились при первинній рекристалізації [206].

5 ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНИХ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 08ПС

Для забезпечення здатності до глибокої витяжки сталь повинна мати низьку межу текучості та високі пластичні властивості [123].

Випробування на розтягнення дозволяє визначити найважливіші характеристики якості сталюого листа – межу текучості (σ_T), межу міцності σ_B , та підрахувати число текучості σ_T/σ_B . Як відомо, чим нижча межа текучості, тим менше зусилля треба зробити для витягування і тим більше зміцнюється сталь в початковий момент деформації (при постійній межі міцності). Дуже важливо, щоб межа текучості була якомога більш низькою (до 200-250 МПа), а межа міцності, навпаки, повинна бути високою – не менш, ніж 270–350 МПа. Тоді і число текучості буде мінімальним, що сприятиме добрій штампованості листової сталі, хоч і не дає повної гарантії. На практиці відношення σ_T/σ_B зменшують зниженням межі текучості за рахунок правильного вибору технологічних параметрів виплавки та прокатки сталі. На величину межі текучості особливо впливає хімічний склад та структура сталі; чим нижче межа текучості, тим менше зусилля потрібно для витягання, тим більший об'єм металу може брати участь в пластичній деформації, тим менше можливість утворення місцевого стоншення та розриву металу при витяганні [190]. Межа текучості є не тільки критерієм оцінки штампованості сталі, але і критерієм оцінки схильності сталі до утворення ліній зсуву при штамповці: чим нижче межа текучості, тим менша площадка текучості на кривій розтягнення, тим менш ймовірно утворення ліній зсуву при штамповці [192].

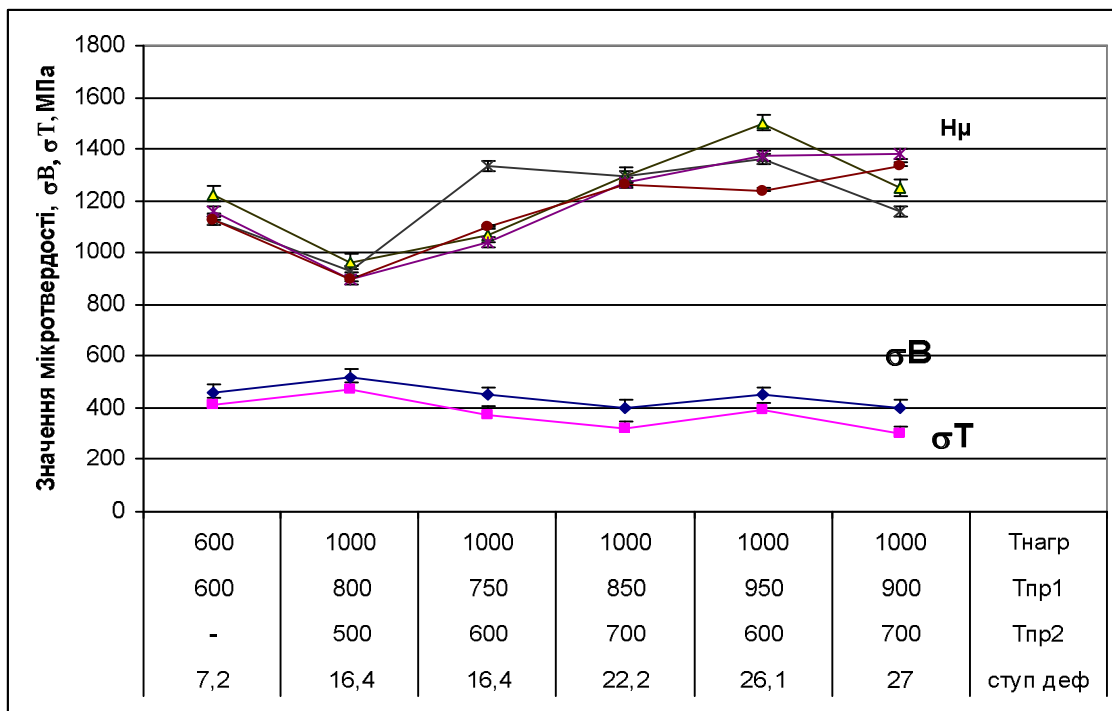
Різні механічні характеристики металів і сплавів, що визначають комплекс їх міцностних та пластичних властивостей є взаємозалежними, але аналіз їх часто викликає труднощі. Тому важливим є встановлення взаємозв'язку між показниками міцності та пластичності металу в залежності від обробки з метою вибору найбільш оптимального поєднання цих властивостей для забезпечення якості матеріалу та розуміння природи пластичної деформації та природи руйнування [207]. Відношення

σ_T / σ_B не в меншому, а в більшому ступені характеризує запас пластичності (чи в'язкості) для забезпечення матеріалу заданого рівня захисту від переходу в крихкий стан.

Відповідно до ГОСТ 16523–97, марка сталі 08пс відноситься до групи міцності К270В. ГОСТ 16523–97 передбачає для сталі, призначеної для глибокої витяжки, випробування на витискування за Ериксоном, але не передбачає підрахування значення відношення σ_T / σ_B , яке не тільки важливе в науковому плані, але і дозволяє отримати абсолютне значення здатності металу для глибокого витягання. Випробування на витискування є не зовсім точною оцінкою здатності металу до витягання, оскільки проводиться за іншим видом напруженого та деформованого станів, ніж при глибокому витяганні, та має якісний характер.

За даними рисунку 5.1, максимальна межа міцності і пластичності спостерігається в листовій сталі 08пс, початок прокатки якої здійснювали в інтервалі критичних температур ($A_{r3} - A_{r1}$), а закінчення прокатки – при найбільш низькій температурі 500°C (сумарний ступінь деформації – 16,4%); мінімальні значення межі міцності і текучості спостерігаються в сталі 08пс, прокатаній в першому проході в області однофазної аустенітної структури металу при температурі 850°C та 900°C, а закінчення прокатки проводили при $T_{кп} = 700^\circ\text{C}$ (сумарні ступені деформації – 22,2% та 27%). При зростанні ступеню деформації і температури прокатки в першому проході (перехід в аустенітну область) спостерігається зниження значень межі міцності та текучості до мінімальних значень, а також збільшуються значення мікротвердості.

Із зростанням сумарного ступеню деформації і зниженням кінцевої товщини листа збільшується товщина поверхневого крупнозернистого шару (табл. 3.1). Найбільш крупні зерна спостерігаються в поверхневому шарі зразків, прокатаних в першому проході в аустеніто–феритній області температур при $T_{зп} = 600^\circ\text{C}$ і з сумарним ступенем деформації 16,4% (обтисування в останній кліті стана – 9%).



Δ - значення мікротвердості фериту в поверхневій зоні уздовж напрямку прокатки, × - значення мікротвердості фериту в центральній зоні уздовж напрямку прокатки; * - значення мікротвердості фериту в поверхневій зоні поперек напрямку прокатки, ● - значення мікротвердості фериту в центральній зоні поперек напрямку прокатки ♦ - показники межі міцності, ■ - показники межі текучості

Рис. 5.1. Вплив режимів прокатки на механічні властивості зразків сталі 08пс, охолоджених на повітрі

Дослідження, проведені в роботі [208], формування структури сталюого прокату після деформації в двофазній аустеніто-феритній області показали, що величина ступеню деформації, при якому формується максимальна різнозернистість по перерізу листа різної товщини, не є постійною. Зі збільшенням товщини листа область максимальної різнозернистісті зміщується в сторону більших значень

деформації. Автор вважає, що на формування різнозернистості по перерізу листа впливає не сама величина ступеню деформації, а напружений стан прокату.

При вимірюванні мікротвердості фериту в центральній зоні зразків уздовж напрямку прокатки спостерігається стрибкоподібне зростання значень мікротвердості в зразку, прокатку якого в першому проході здійснювали в двофазній області температур, в другому – при температурі 600°C , та в зразку, що оброблений в першому проході в аустенітній області при найвищій температурі 950°C , сумарний ступінь деформації якого складає 26,1% (рис. 5.1).

Значення мікротвердості в поверхневій зоні зразків сталі 08пс при обробленні за один прохід в СКП вище значень, що отримані в центральних зонах зразків. Значення мікротвердості, отримані в поверхневих шарах зразків із більш крупнозернистою структурою, які оброблені за два проходи, нижче значень, отриманих в центральних зонах, де структура є більш дрібнозернистою.

Для двох зразків, що оброблені в першому проході у двофазній аустеніто-феритній області температур, більше значення межі текучості та міцності має зразок з більш високою температурою прокатки в першому проході 800°C , та меншою температурою прокатки у другому проході 600°C . Така саме залежність спостерігається для зразків, прокатку яких в першому проході здійснювали в аустенітній області температур. Більш високому значенню межі текучості та міцності відповідає максимальна температура прокатки в першому проході, та мінімальна температура прокатки в другому проході (рис. 5.1).

Максимальну твердість має зразок, який прокатаний в першому проході в двофазній аустеніто-феритній області, закінчували прокатку при найбільш низькій температурі $T_{\text{КП}} = 500^{\circ}\text{C}$, мінімальна твердість – у зразка, що прокатаний в першому проході в аустенітній області, в другому – в феритній області при температурі 700°C з максимальним ступенем деформації 27% (рисунок 5.2).

Встановлено зв'язок між режимами обробки зразків сталі 08пс, охолоджених на повітрі, та значеннями полюсної щільності орієнтування текстури (110) у

поверхневій зоні прокату, отримані в результаті проведеного текстурного аналізу (розділ 4).

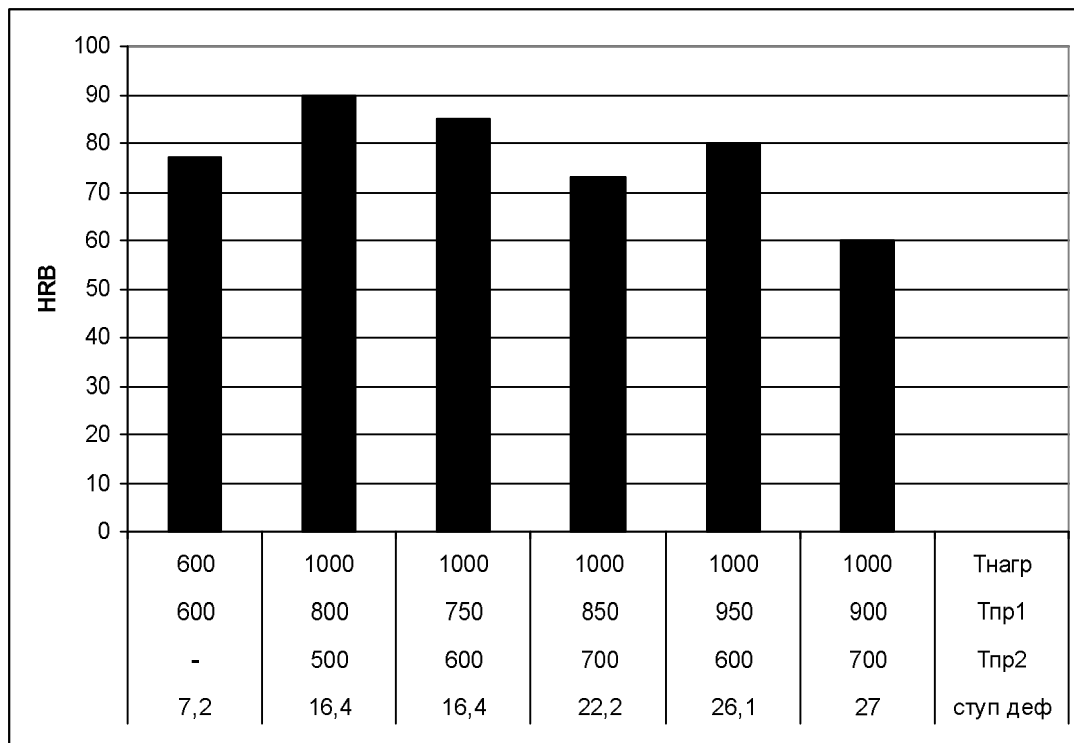


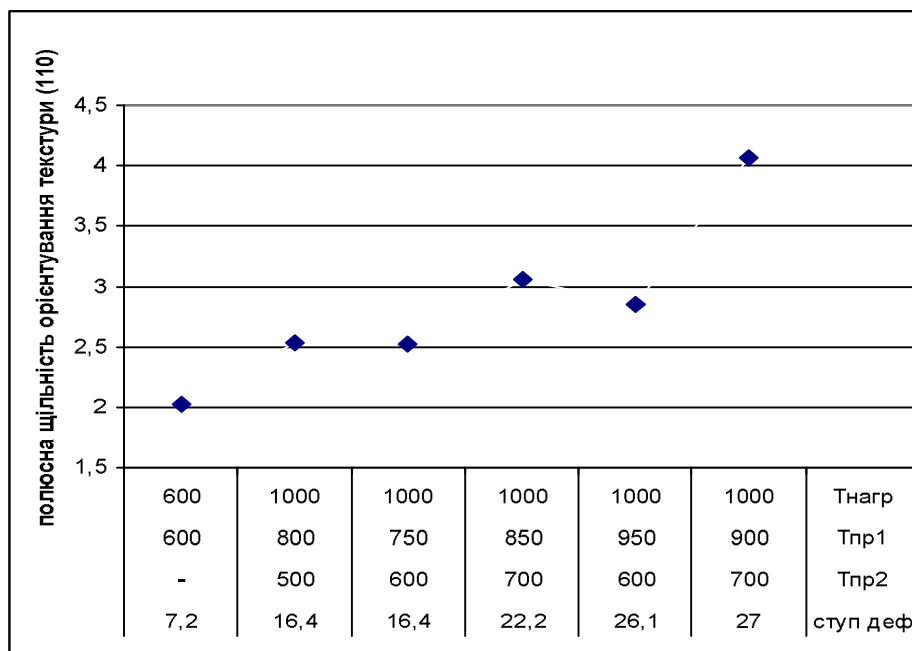
Рис. 5.2. Вплив режимів гарячої прокатки на твердість зразків сталі 08пс, охолодження на повітрі

Аналіз рисунку 5.3, а показав, що зі збільшенням ступеню деформації, товщини поверхневого крупнозернистого шару феритних зерен та зменшенням товщини листа спостерігається підвищення значень полюсної щільності орієнтування текстури (110) у поверхневій зоні зразків та здатності металу до глибокої витяжки. Згідно з даними рис. 4.7, б, в структурі зразку сталі 08пс, обробленого за даним режимом прокатки, спостерігається максимальна кількість зерен величиною 30 мкм, яка знаходиться в межах оптимальних розмірів зерен для сталей, що характеризуються здатністю до глибокої витяжки.

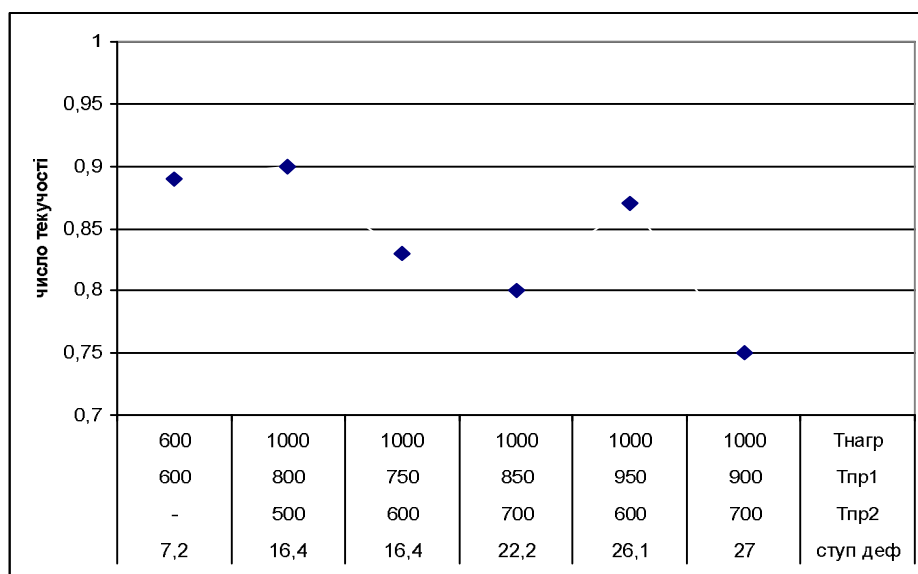
Вимірювання твердості застосовують для контролю якості листової сталі. Ці властивості не дозволяють робити висновки про поведінку сталі під час штамповки, але дуже часто при низькій твердості листи добре штампуються. Цю точку зору підтверджують підрахунки відношення σ_T/σ_B . Добру здатність до глибокого витягування має зразок, прокатаний із максимальним закритичним ступенем деформації 27%, що характеризується мінімальною твердістю 60 HRB, значення числа текучості якого є найбільш низьким (рис. 5.3, б). Низьке значення цього відношення свідчить про те, що сталь має значний ресурс пластичності і лист при штамповці буде добре пластично деформуватись. Для цього ж зразка сталі 08пс спостерігається підвищення значень мікротвердості в поверхневій зоні, які отримані поперек напрямку прокатки (рис. 5.1), що свідчить про поверхнєве зміцнення.

Визначено відносне подовження для зразків сталі 08пс, охолоджених на повітрі, що прокатані за один прохід та два проходи. Для зразка, прокатаного із ступенем деформації 7,2%, мікроструктура якого відповідає вимогам ГОСТ 16523–97, але значення відношення $\sigma_T/\sigma_B \sim 0,89$ (рис. 5.3, б), відносне подовження 20% не відповідає вимогам ГОСТ 16523–97, тому обробка в субкритичному інтервалі температур за один прохід не забезпечує здатність металу до глибокої витяжки. Для зразка, що прокатаний зі ступенем деформації 27%, значення відносного подовження складає 24%, σ_T , σ_B , HRB також відповідають вимогам ГОСТ 16523–97 для сталі глибокої витяжки групи міцності K270B, значення відношення $\sigma_T/\sigma_B \sim 0,75$ (рис. 5.3, б). Таким чином, аналіз комплексу механічних властивостей зразка сталі 08пс, прокатаного із ступенем деформації 27%, показав його задовільну здатність до витяжки.

Проведено дослідження механічних характеристик зразків сталі 08пс, охолоджених після прокатки разом з піччю. Аналіз даних рисунків 5.4, 5.5, 5.6 показав, що досліджені зразки непридатні до глибокого витягання: не зважаючи на низьке значення відношення σ_T/σ_B (рис. 5.6).

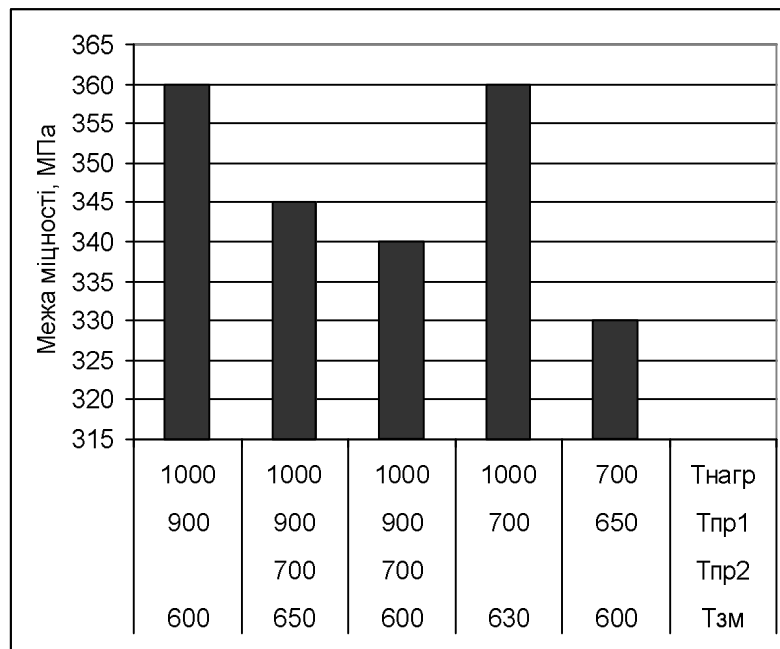


а

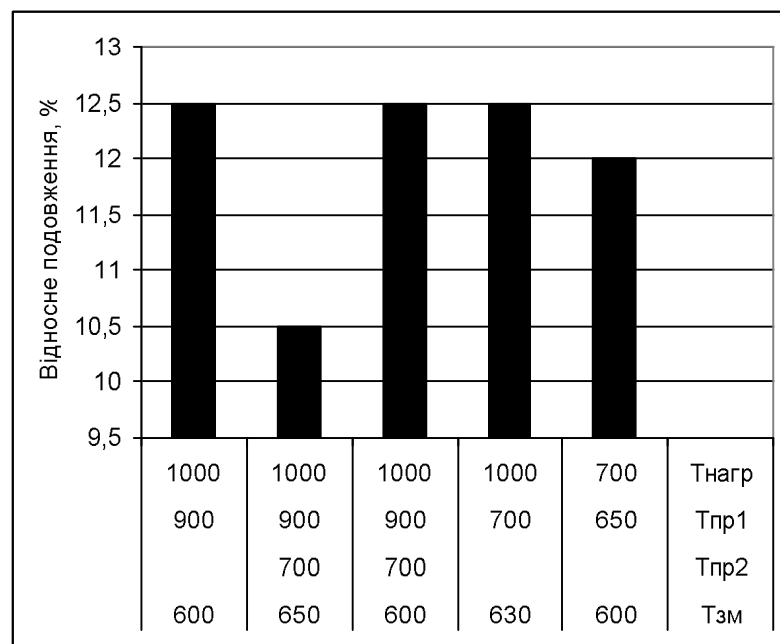


б

Рис. 5.3. Вплив режимів гарячої прокатки на значення полюсної щільності орієнтування текстури (110) у поверхневій зоні (а) та число текучості (σ_t / σ_b) зразків сталі 08пс (б), охолоджених на повітрі

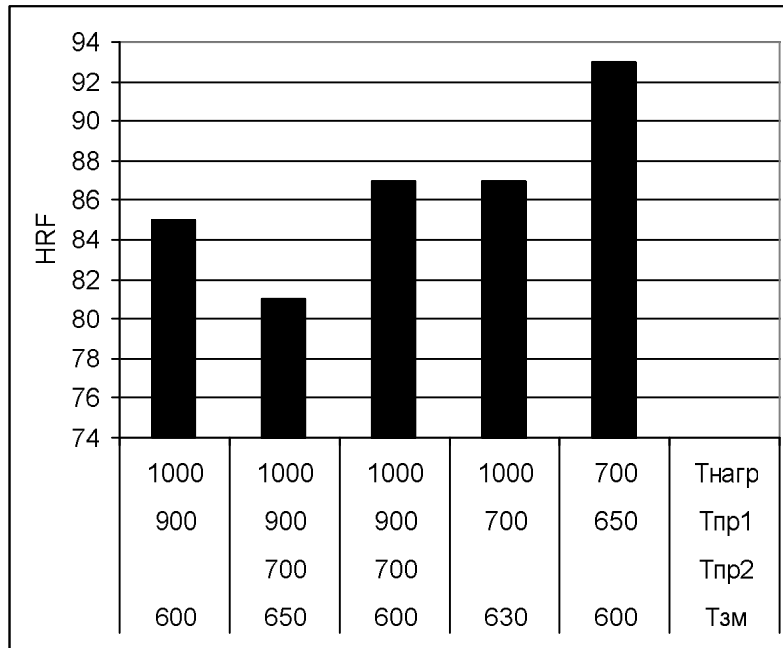


а

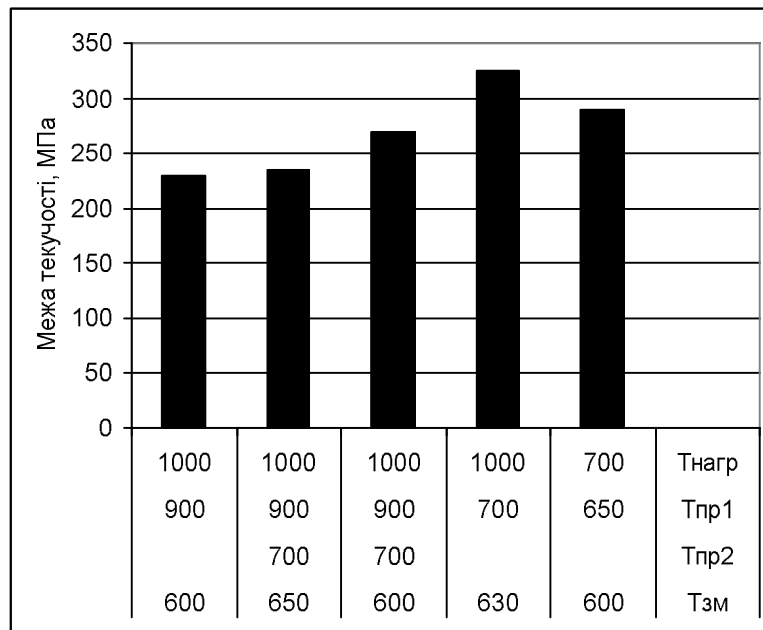


б

Рис. 5.4. Залежність значень межі міцності (а) та відносного подовження (б) від режимів обробки зразків сталі 08пс, охолоджених разом з піччю



а



б

Рис. 5.5. Залежність значень твердості (а) та межі текучості (б) від режимів обробки зразків сталі 08пс, охолоджених разом з піччю

Одно- та двохпрохідна прокатка (в аустенітній області температур та в СКІТ) не забезпечили здатність металу до витяжки, оскільки показники відносного подовження та твердості прокату не відповідають вимогам ГОСТ 16523–97 (рис. 5.4, б; 5.5, а).

Зразок сталі 08пс, деформований при 700°C, $T_{3M} = 600^\circ\text{C}$ непридатний до витяжки (як і зразок, оброблений за тим же режимом, але охолоджений на повітрі). Мікроструктура цих зразків відповідає вимогам ГОСТ 16523–97. В структурі зразку, повільно охолодженого, зерна фериту мають витягнуту форму, що сприяє підвищенню здатності сталі до витяжки (структура, в площині, яка паралельна поверхні листа, має властивості крупнозернистого металу, а в площині, яка перпендикулярна поверхні листа – властивостями дрібнозернистого металу) [192]. Даними дослідженнями цей факт не підтверджується.

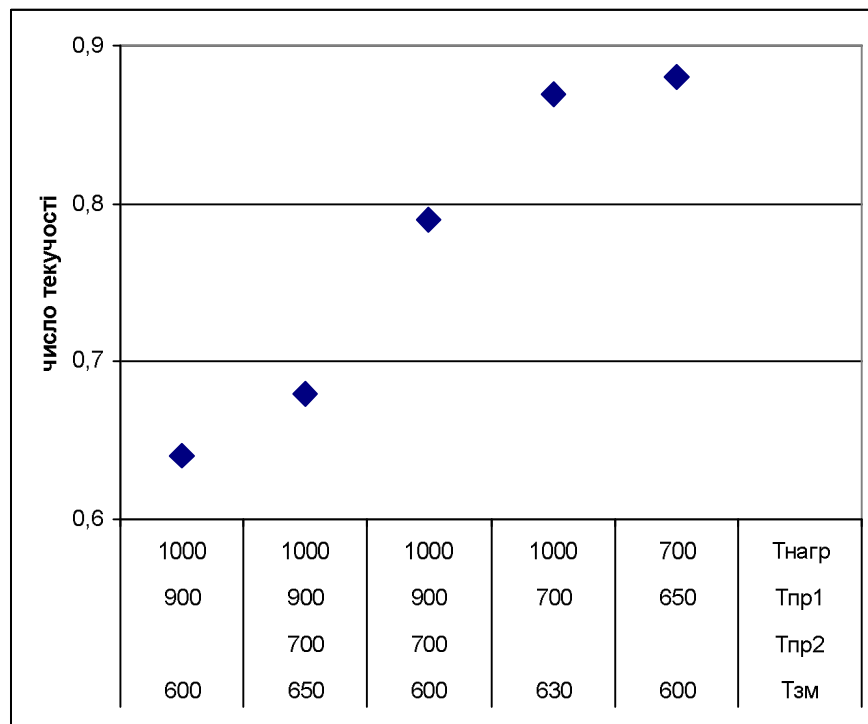


Рис. 5.6. Вплив режимів гарячої прокатки на число текучості (σ_T/σ_B) зразків сталі 08пс, охолоджених разом з піччю

6 ВПЛИВ РЕЖИМІВ ПРОКАТКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТІ ТА ПРОЦЕСИ ТЕКСТУРОУТВОРЕННЯ В УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ

Досліджено температурно-деформаційні умови прокатки карток сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ* товщиною 3,5 мм, хімічний склад яких наведено в таблиці 6.1. Прокатку здійснювали за один та два проходи в аустенітній та феритній температурних областях до кінцевої товщини 1,3-2,4 мм з охолодженням на повітрі та з піччю ($T_{зм} = 660-680^{\circ} \text{C}$).

Таблиця 6.1

Хімічний склад ультранизьковуглецевих сталей

Марка сталі	Вміст елементів, % (по масі)											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	N	Ca
01ЮТА	0,002	0,12	0,01	0,006	0,011	0,01	0,01	0,02	0,05	0,062	0,005	0,0002
01ЮТ	0,003	0,13	0,02	0,008	0,012	0,01	0,01	0,02	0,041	0,056	0,004	-
01ЮТ*	0,003	0,12	0,01	0,005	0,011	0,01	0,01	0,02	0,041	0,07	0,004	0,0003

Мікроструктура сталі 01ЮТА, що оброблена за режимом з нагрівом до 1000°C та прокаткою за один прохід в області однофазної аустенітної структури із ступенем деформації 36,8% (табл. 2.2), охолоджена на повітрі (рисунок 6.2, а, б) та з піччю (рисунок 6.2, а–г), характеризується нерівномірним зерном фериту величиною 40-160 мкм по всьому перерізу листа (таблиця 6.2), тобто островною різнозернистістю. При дослідженні зразків із цієї ж сталі поперек напрямку прокатки, величина зерна фериту складає 30-240 мкм. Деякі зерна мають витягнуту форму, співвідношення осей 1:3 (1:2).

Згідно з даними [208], критична точка $A_{г3}$ для ІF–сталей із вмістом вуглецю 0,002–0,003% на $30-40^{\circ}\text{C}$ вище, ніж у звичайних низьковуглецевих сталей. Пластична деформація в аустенітному стані супроводжується двома конкуруючими процесами: значним збільшенням щільності дислокацій, що викликають зміцнення (гарячий

наклеп), та перебудовою цих дислокацій (знеміцнення сталі). Наклеп відбувається в ході гарячої деформації, знеміцнення – при деформації та після неї. Структурні та субструктурні змінення в сталі – складний комплекс процесів, що співпадають один з одним. Під час деформації в аустеніті розвиваються ковзання всередині зерна, двійникування і міжзеренне прослизання, що проявляється в хвилеподібному характері границь зерен. В результаті руху дислокацій, їх взаємодія при зустрічі та блокуванні ковзання границями зерен щільність дислокацій в зернах та всередині двійників збільшується. Відбувається формування коміркової субструктури, яка характерна для динамічного зміцнення. Оскільки температура деформації висока, то поряд зі зміцненням розвивається динамічне знеміцнення, що є наслідком процесів переповзання та сходження дислокацій та їх анігіляції [157]. В області гарячої деформації структурні зміни пов'язані із формуванням субзеренної структури. В інтервалі після обтискування сталь частково відновлює структуру. Тому структура гарячедеформованої сталі є результатом декількох обтискувань при різних температурах і пауз між ними, тобто відбувається накладення статичних та динамічних процесів структурних змін [166].

Відомо, що під час прокатки та охолодження відбуваються один за одним або одночасно ряд процесів: фазова перекристалізація матриці, змінення величини і форми зерен фериту, орієнтування та ступеню досконалості кристалітів. Характер розвитку та ступінь завершення цих процесів залежать від температур, при яких прокатка відбувається та закінчується, від ступеню обтискування, швидкості деформації та охолодження металу [121].

Із всіх досліджених зразків, найвищу $T_{\text{КП}}$ мають зразки УНС, прокатані за один прохід вище точки A_{r3} , і в їх структурі зустрічаються феритні зерна максимального розміру. Це підтверджує дані [121]: до завершення процесу рекристалізації величина зерна тим більша, чим вище температура, при якій завершується деформація металу.

Мікроструктура сталі 01ЮТА яка прокатана за два проходи: перший - в аустенітній області, другий - у феритній області температур із ступенем деформації 64,3% (табл. 6.1), охолоджена на повітрі (рис. 6.3, а, б) характеризується наявністю

дрібнозернистого шару в поверхневій зоні листа товщиною 100-250 мкм. Величина феритного зерна в цьому шарі 5-17 мкм. Розмір зерна в центральній зоні 20-130 мкм. Таким чином, спостерігається зональна різнозернистість. Деякі зерна нерівновісні, витягнутої форми із співвідношенням $L_{\text{зерна}}:L_{\text{зерна}} = 1:2$ (1:3).

Мікроструктурні дослідження сталі 01ЮТ, прокатої за один прохід в аустенітній області із ступенем деформації 30,8%, охолодженої на повітрі (рис. 6.1, в, г) та з піччю показали, що в готовому прокаті утворюється структура зі змішаною величиною зерна розміром 42-165 мкм по всьому перерізу листа (табл. 6.1). Форма деяких зерен витягнута, співвідношення осей складає 1:2 (1:1,5).

Мікроструктура сталі 01ЮТ, прокатої за два проходи: перший - в аустенітній області, другий, - у феритній області температур із ступенем деформації 62,9 %, охолоджена на повітрі (рис. 6.3, в, г) та з піччю характеризується наявністю дрібнозернистого шару товщиною 150-200 мкм в деяких ділянках листа. Величина зерна фериту в поверхневому шарі складає 10-20 мкм, в центральній зоні 15-130 мкм. Форма зерен в основному витягнута, співвідношення осей складає від 1:3,5 до 1:2 (1:1,5).

Мікроструктурні дослідження сталі 01ЮТ*, прокатої за один прохід в аустенітній області зі ступенем деформації 32,3%, охолодженої на повітрі (рис. 6.1, д, е) та з піччю (рис. 6.4, а-г), показали, що в результаті формується зерно величиною 40-170 мкм по всьому перерізу листа (табл. 6.2). Зустрічаються зерна величиною до 250 мкм в центральній та поверхневій зонах зразків. Деякі зерна мають витягнуту форму із співвідношенням осей 1:2,5 (1:1,5).

Мікроструктура сталі 01ЮТ*, деформованої за два проходи: перший - в аустенітній області, другий - у феритній області температур із ступенем деформації 62,9 %, охолодженої на повітрі (рис. 6.3, д, е) та з піччю (рис. 6.4, д-з) характеризується наявністю дрібнозернистого шару товщиною 100-200 мкм на деяких ділянках листа.

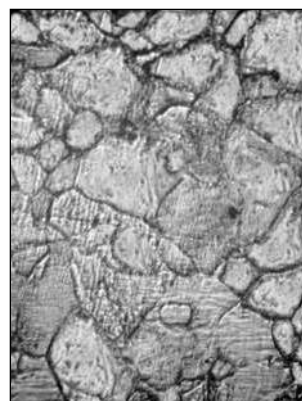
Таблиця 6.2.

**Середній розмір зерна фериту і товщина дрібнозернистого шару в структурі сталей 01ЮТА, 01ЮТ,
01ЮТ*, охолодження на повітрі**

Марка сталі (кількість проходів при деформації)	Сумарний ступінь деформації, %	Розмір зерна фериту, мкм (бал зерна за ГОСТ 5639-82)						Товщина дрібнозернистого шару, мкм		Кінцева товщина листа, мм
		уздовж напрямку прокатки		поперек напрямку прокатки		уздовж напрямку прокатки	поперек напрямку прокатки			
								поверхнева зона	центральна зона	
		поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона					
01ЮТА (1)	36,8	20-160 (7,5-2)	25-160 (7-2)	30-140 (7-3)	30-140 (7-3)	-	-	2,21		
01ЮТ (1)	30,8	20-165 (7,5-2)	45-160 (6-2)	30-130 (7-3)	40-180 (6-2)	-	-	2,42		
01ЮТ* (1)	32,3	35-180 (7- 2)	40-170 (6-2)	55-160 (5-2)	55-160 (5-2)	-	-	2,37		
01ЮТА (2)	64,3	10-25 (8-7,5)	15-130 (8-3)	10-20 (6-2)	15-100 (7,5-4)	150-250	100-200	1,25		
01ЮТ (2)	62,9	12-15 (8)	40-170 (6-2)	10-20 (6-2)	20-100 (7,5-4)	150-200	100-200	1,3		
01ЮТ* (2)	62,9	15-25 (7-8)	20-130 (8-3)	10-30 (7-8,5)	10-115 (8,5-3)	100-200	200-250	1,3		



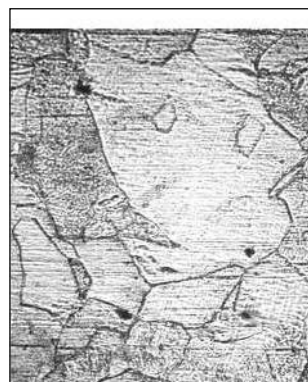
а



б



в



г

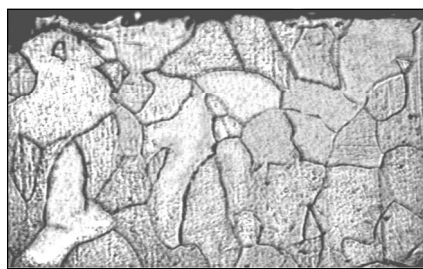


д

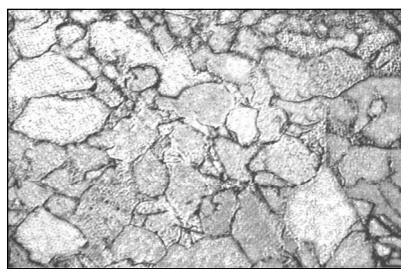


е

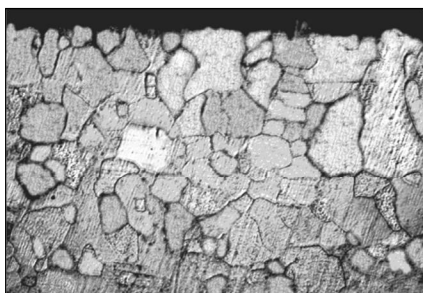
Рис. 6.1. Мікроструктура поверхневої (а, в, г) та центральної (б, г, е) зон зразків сталей 01ЮТА (а, б), 01ЮТ (в, г), 01ЮТ* (д, е), прокатаних за один прохід, охолодження на повітрі, уздовж напрямку прокатки; $\times 200$



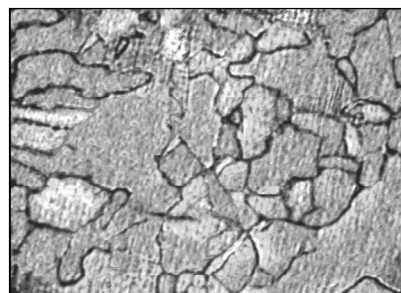
а



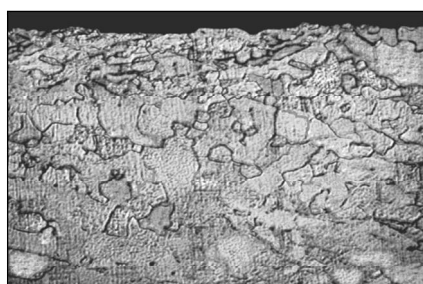
б



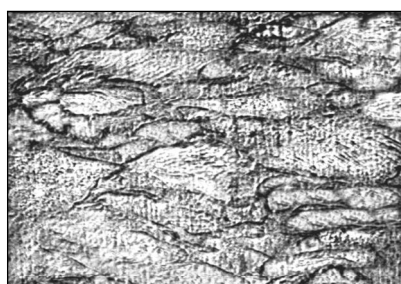
в



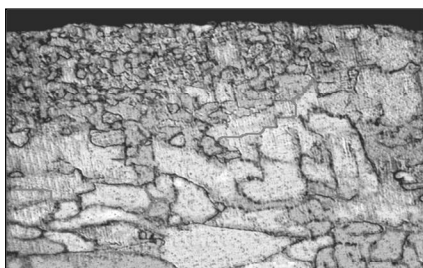
г



д



е



ж



з

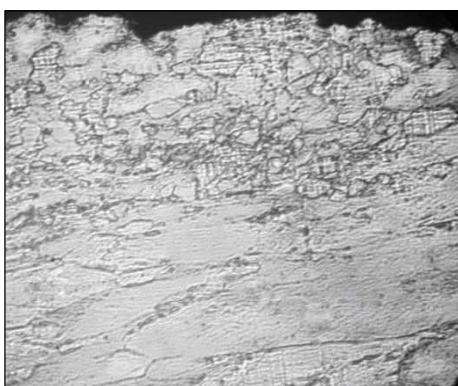
Рис. 6.2. Мікроструктура поверхневої (а, в, д, ж) та центральної (б, г, е, з) зон зразків сталі 01ЮТА, прокатаних за один (а-г) і за два проходи (д-з), охолоджених з піччю, уздовж (а, б, д, е) та поперек (в, г, ж, з) напрямку прокатки; $\times 200$



а



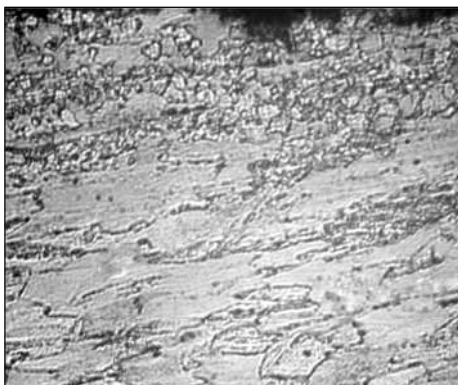
б



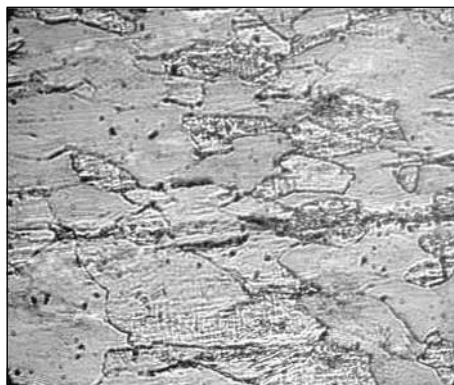
в



г

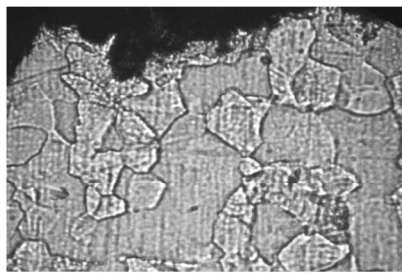


д



е

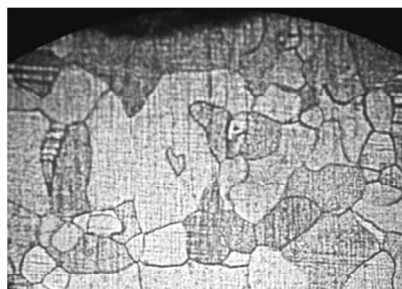
Рис. 6.3. Мікроструктура поверхневої (а, в, г) та центральної (б, г, е) зон зразків сталей 01ЮТА (а, б), 01ЮТ (в, г), 01ЮТ* (д, е), прокатаних за два проходи, охолодження на повітрі, уздовж напрямку прокатки; $\times 200$



а



б



в



г



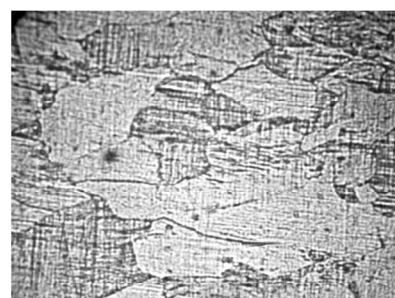
д



е



ж



з

Рис. 6.4. Мікроструктура поверхневої (а, в, д, ж) та центральної (б, г, е, з) зон зразків сталі 01ЮТ*, прокатаних за один (а-г) і за два проходи (д-з), охолоджених з піччю, уздовж (а, б, д, е) та поперек (в, г, ж, з) напрямку прокатки; $\times 200$

Розмір зерна фериту в поверхневому шарі 5-20 мкм, в центральній зоні листа 15-130 мкм. В основному зерна мають витягнуту форму із співвідношенням осей 1:3,5 (1:2).

У зв'язку із зменшенням кількості карбідної складової, яка має бар'єрні властивості для зростання зерна, в гарячекатаному підкаті з вмістом вуглецю 0,008% утворюються дуже крупні феритні зерна, що викликає невисокі властивості холоднокатаного металу. Світовий досвід виробництва ІF-сталей свідчить про необхідність мікролегування їх ніобієм та титаном в кількості 0,02–0,04%) [162].

Відповідно до даних літератури [123], вміст титану повинен у 4,5 рази перевищувати вміст вуглецю. В дійсних дослідженнях вміст титану в УНС більший (0,05–0,07%). Можливо, негативний вплив титану (зміцнення матеріалу, утворення гострокутних карбонітридних виділень, які роблять межі зерен крихкими і знижують пластичність металу) компенсований наявністю у складі УНС кальцію у кількості 0,0002–0,0003% (поверхнево-активного елементу з підвищеною горофільністю, який перешкоджає збагаченню титаном, міддю та фосфором границь зерен, зв'язує сірку та азот, покращує пластичність та штампуємість сталі) [135].

Карбіди і карбонітриди титану, які виділилися із аустеніту, блокують міграцію міжзеренних границь і процеси збиральної та вторинної рекристалізації фериту в сталі при повільному охолодженні не розвиваються [162, 208, 209]. В роботі [208] досліджені зразки УНС, та сталі 08пс після деформації за два проходи в аустенітній та феритній чи ферито-перлітній температурних областях, охолоджені на повітрі та з піччю. Структури УНС виявились подібними (оскільки зростання зерен стримують мікрочастки карбідів та карбонітридів титану), але відрізнялись від структури зразків сталі 08пс, прокатоної за два проходи розміром зерен фериту в поверхневих шарах листа. Автор пояснює цей факт впливом мікрочасток на гальмування процесів збиральної рекристалізації фериту.

Таким чином, обробка УНС в першому проході в аустенітній області при температурі 970–980°C, в другому – в феритній області при температурі 730–740°C, режими охолодження на повітрі та з піччю ($T_{зм} = 660–680^{\circ}\text{C}$) приводять до утворення

зональної різнозернистості (що може бути пов'язано з протіканням процесу статичної рекристалізації). Під час паузи між проходами відбувався розпад аустеніту з виділенням фериту. В поверхневих зонах, що охолоджувались з більшою швидкістю, спостерігається рекристалізована дрібнозерниста феритна структура, структура центральної зони — наслідок незавершеного процесу рекристалізації. В роботі [123], вказано, що при низьких температурах закінчення прокатки в структурі поверхневих зон листа із маловуглецевих сталей (в крайніх частинах рулону, що швидко охолоджуються) утворюється структура із зернами фериту витягнутої форми. Така структура виникає, на думку автора, тому, що структурні складові листа, збагаченого домішками, важко піддаються рекристалізації і витягуються у напрямку прокатки. Повільне охолодження не сприяє завершенню процесу рекристалізації в центральних зонах зразків УНС.

При дослідженні зразків УНС та НС, прокатаних в аустенітній області і охолоджених з піччю, встановлено, що середній розмір феритного зерна знижується з підвищенням вмісту вуглецю в сталі. Цей факт підтверджує висновки, які зроблені в роботах [208-210].

Таким чином, результати досліджень показали, що при прокатці УНС найбільша нерівномірність феритної структури спостерігається при обробці зразків за режимами з прокаткою за два проходи в аустенітній і феритній областях. Для отримання рівномірної структури в листах із УНС, оброблених в останньому проході в феритному інтервалі температур, можливе зниження T_{3M} . Одним із варіантів отримання рекристалізованих зерен витягнутої форми в структурі можливо проведення додаткової операції термічної обробки (відпал не вище температури A_{c1} при 690-710°C протягом 3-5 годин), яка також підвищить опір сталі старінню та покращить стан поверхні прокату.

Аналіз рисунку 6.5 показав, що зі зростанням ступеню деформації зразків із сталі 01ЮТА, охолоджених на повітрі, спостерігається збільшення значень межі текучості, межі міцності, твердості і незначне збільшення значень мікротвердості.

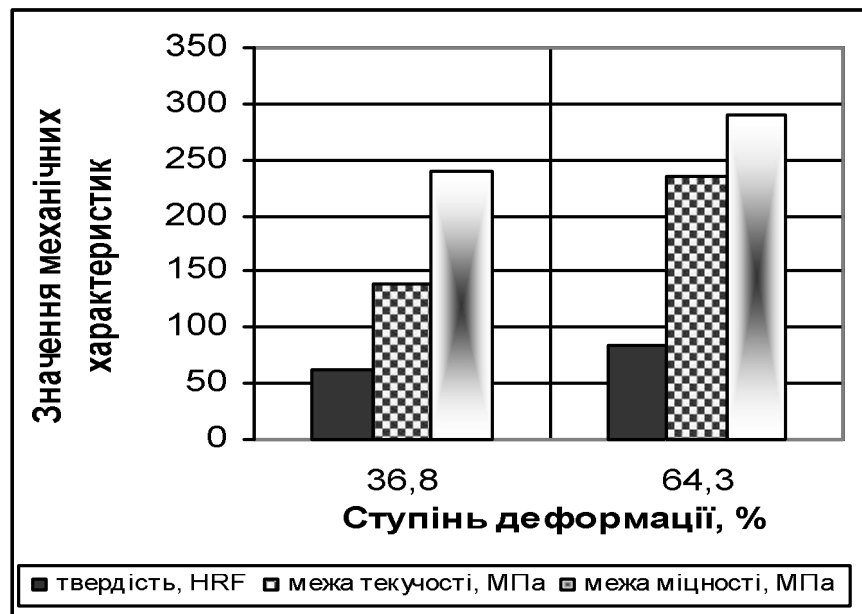
Авторами роботи [209] вказано на можливість отримання в мікролегованих ІF-сталях для надвисокої штампованості поєднання низьких міцностних властивостей та високої пластичності: $\sigma_T = 155$ МПа; $\sigma_B = 280$ МПа; $\delta_4 = 46\%$. Збільшення розміру зерен фериту зменшує σ_B , σ_T/σ_B і твердість, та збільшує відносне подовження [121].

На добру здатність сталі до глибокого витягання, як відомо, можна розраховувати при $\sigma_T/\sigma_B \approx 0,6$, на задовільну – при $\sigma_T/\sigma_B = 0,65 \div 0,75$ та на погану – при $\sigma_T/\sigma_B > 0,75$. За даними роботи [123], значення відношення $\sigma_T/\sigma_B \sim 0,65$ можна практично досягнути лише в дресированих листах товщиною більше 0,8 мм після холодної прокатки. Дресировку проводять з сумарним ступенем обтискування до 2% з метою усунення площадки текучості відпаленого матеріалу, покращення якості поверхні, зниження відношення σ_T/σ_B , та ін.

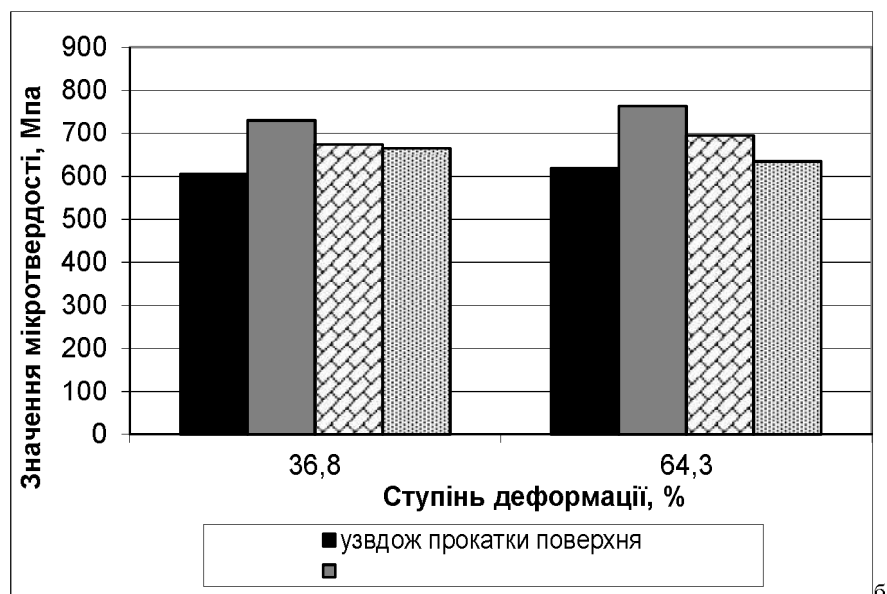
Аналіз рисунку 6.6 показав, що зі зростанням ступеня деформації зразків сталі 01ЮТ спостерігається збільшення значень твердості, межі текучості, а показники відносного подовження знижуються $\sim$ в 2 рази. Спостерігається збільшення значень мікротвердості, особливо фериту в центральних зонах листа.

В таблиці 6.3 наведено значення відношення σ_T / σ_B для всіх досліджених зразків УНС. Значення відношення σ_T/σ_B складає для сталі 01ЮТ, прокатої за один прохід – 0,6, що свідчить про дуже добру здатність до глибокої витяжки, значення 0,8 для цієї ж сталі, прокатої за два проходи, свідчить про погану здатність.

Таким чином, зі збільшенням ступеня деформації відбувається збільшення міцностних властивостей і зниження пластичних характеристик. Це призводить до зниження здатності сталі до глибокої витяжки.

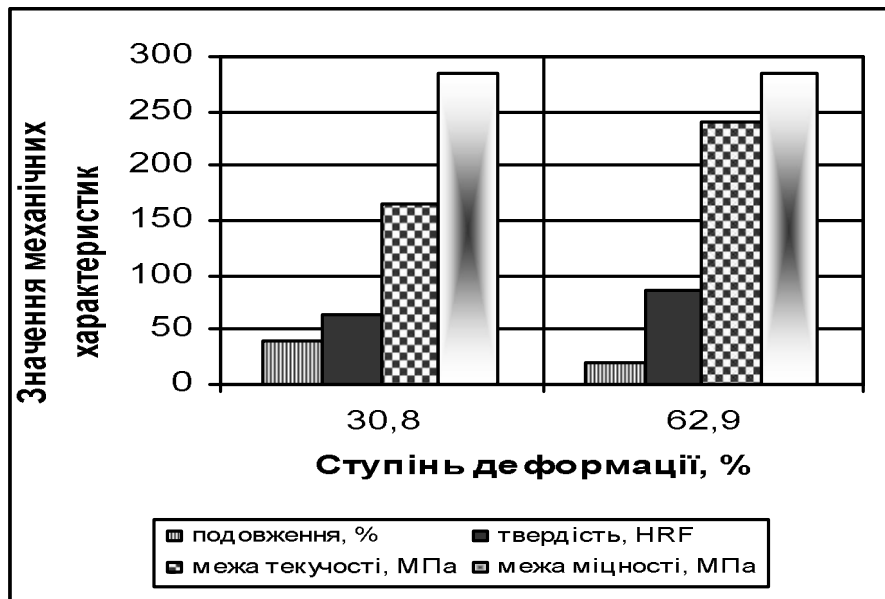


а

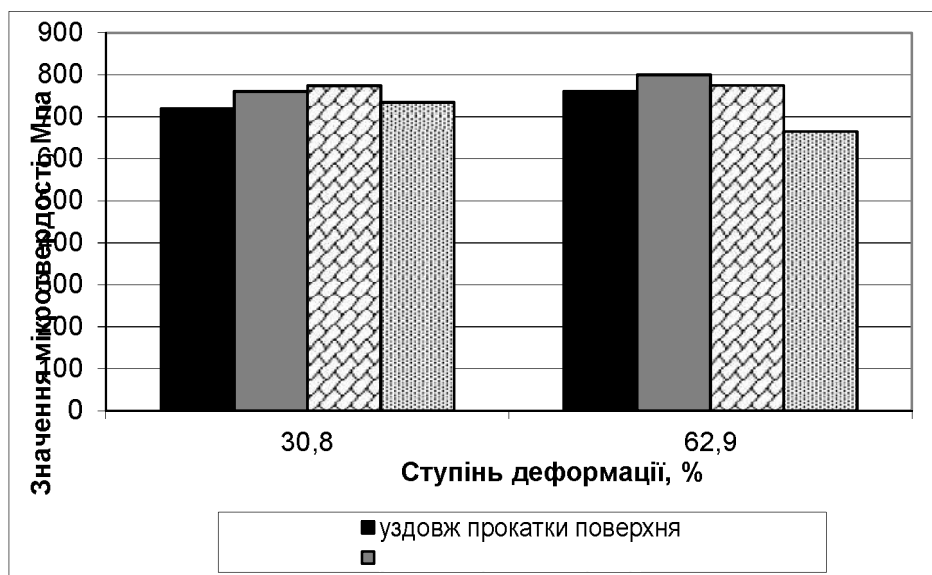


б

Рисунок 6.5. Залежність значень межі міцності, межі текучості, твердості (а), мікротвердості (б) від ступеню деформації зразків сталі 01ЮТА, охолоджених на повітрі



а



б

Рисунок 6.6. Залежність значень межі міцності, межі текучості, відносного подовження, твердості (а), мікротвердості (б) від ступеню деформації зразків із сталі 01ЮТ, охолоджених на повітрі

Аналіз рис. 6.7 показав, що значення твердості, межі міцності, межі текучості із зростанням ступеня деформації зразків із сталі 01ЮТ* збільшуються, а показник відносного подовження знижується.

Значення відношення σ_T / σ_B складає для сталі 01ЮТ*, прокатої за один прохід, – 0,5, що свідчить про дуже хорошу здатність до глибокої витяжки, значення 0,8 для цієї ж сталі, прокатої за два проходи свідчить про незадовільну здатність (табл. 6.3).

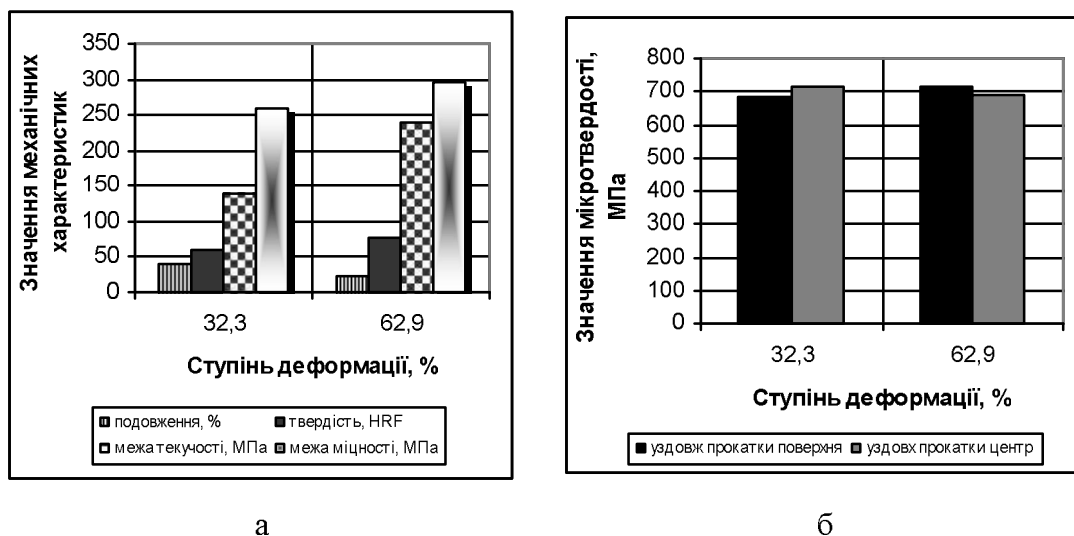


Рис. 6.7. Залежність значень межі міцності, межі текучості, відносного подовження, твердості (а), мікротвердості (б) від ступеня деформації зразків із сталі 01ЮТ*, охолоджених на повітрі

Таблиця 6.3.

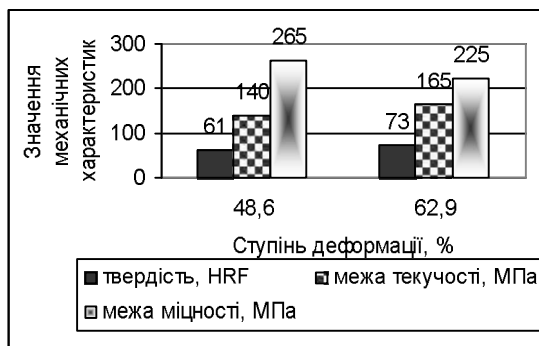
Значення відношення σ_T / σ_B для зразків ультранизьковуглецевих сталей

01ЮТА			01ЮТ			01ЮТ*			
режим прокатки									
1 прохід		2 проходи		1 прохід		2 проходи		2 проходи	
режим охолодження									
повітря	піч	повітря	піч	повітря	піч	повітря	піч	повітря	піч
0,6	0,54	0,8	0,73	0,6	0,55	0,8	0,73	0,54	0,73
								0,8	0,72

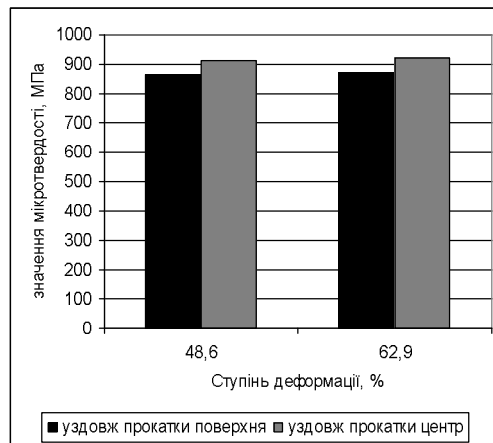
У зразку сталі 01ЮТ*, прокатої із ступенем деформації 32,3%, спостерігається поєднання добрих пластичних властивостей ($\sigma_T/\sigma_B=0,5$) при відносному подовженні $\delta=39\%$.

Проведено вимірювання значень мікротвердості зразків сталей 01ЮТА, 01ЮТ поперек напрямку прокатки. Дослідження показали, що значення мікротвердості, отримані в поверхневій зоні зразків поперек напрямку прокатки перевищують значення, отримані в поверхневій зоні уздовж напрямку прокатки (рис. 6.5, б; 6.6, б). Таким чином, в процесі деформації в поверхневих зонах листів з підвищеним рівнем мікронапружень, що виникають в результаті дії сил тертя в місцях контакту листа з поверхнею валка, спостерігається поверхневе зміцнення.

Із зростанням ступеню деформації зразків сталі 01ЮТА (рисунок 6.8), та 01ЮТ (рисунок 6.9, а, б), що охолоджені з піччю спостерігається збільшення значень межі текучості, твердості та незначне збільшення значень мікротвердості, а також зменшення значень межі міцності та значне (у 3 рази для сталі 01ЮТА) зменшення відносного подовження.



а



б

Рис. 6.8. Залежність значень межі міцності, межі текучості, відносного подовження, твердості (а) і мікротвердості (б) від ступеня деформації зразків сталі 01ЮТА (а, б), охолодження з піччю

Число текучості σ_T / σ_B для цих марок сталей, прокатаних за один прохід, складає 0,53, що свідчить про дуже добру здатність до глибокої витяжки, значення 0,73 для цих же марок сталей, прокатаних за два проходи, свідчить про задовільну здатність.

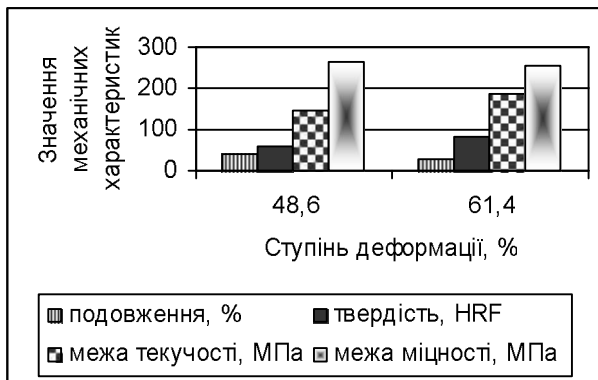
Аналіз рис. 6.9, в, г показав дещо інші результати. Із зростанням ступеню деформації зразків сталі 01ЮТ* спостерігається збільшення значень межі текучості, міцності та твердості, показник відносного подовження зменшується у 2 рази. Також спостерігається незначне зменшення значень мікротвердості. Значення відношення $\sigma_T / \sigma_B \sim 0,7$ для цієї сталі свідчить про її здатність до глибокого витягання.

Таким чином, значення відношення $\sigma_T / \sigma_B \sim 0,65$ досягається при прокатці УНС до кінцевої товщини 2,2 – 2,3 мм в області температур аустенітного стану, та їх охолодженні на повітрі або разом з піччю (табл. 6.3).

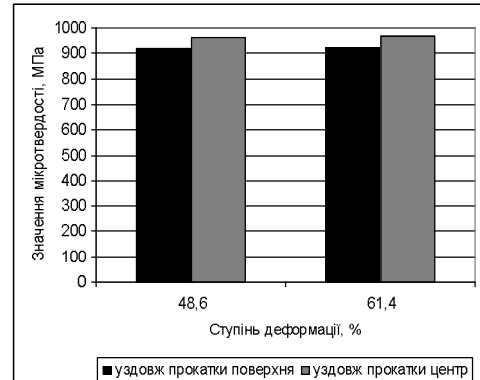
Оскільки УНС відрізняються ультранизьким вмістом вуглецю (тисячні долі відсотка по масі), та розкислені титаном, зв'язування атомів вуглецю та азоту в карбіди та нітриди сприяє збільшенню розміру зерна в структурі, зниженню межі текучості, а також зменшує схильність сталі до старіння.

Переважає орієнтування (текстури) мають суттєвий вплив на структурнозалежні властивості полікристалічних матеріалів. Як показав огляд робіт, присвячених вивченню процесів текстуроутворення та механізмів деформації полікристалів з ОЦК структурою, не проводилось систематичне дослідження текстур, хоч ці дані мають науковий та практичний інтерес.

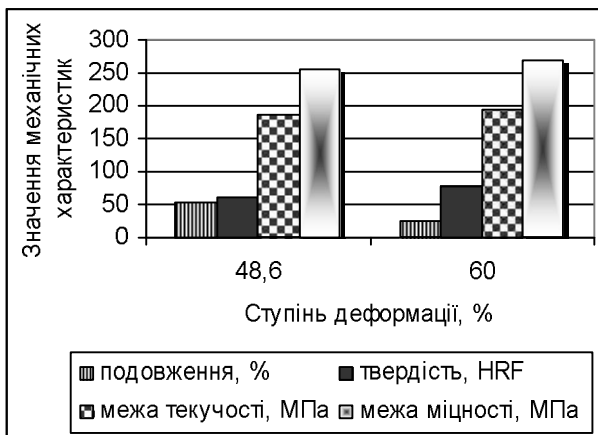
Для отримання текстурних характеристик зразків та детального аналізу розорієнтувань використовували метод аналізу дифракційних картин зворотно розсіяних електронів (ДЗРЕ) із використанням Кікучі-ліній – дифракційної картини при інтенсивному освітленні зразку пучком випромінювання, що розходить, яка складається із груп симетрично розташованих темних та світлих паралельних Кікучі-ліній та дозволяє визначити орієнтацію кристалу по відношенню до електронного пучка [211].



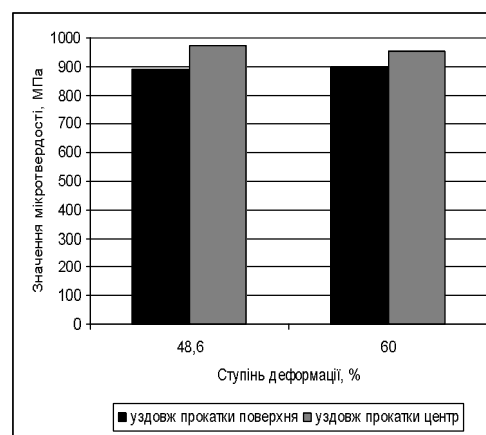
а



б



в



г

Рис. 6.9. Залежність значень межі міцності, межі текучості, відносного подовження, твердості (а, в), мікротвердості (б, г) від ступеня деформації зразків сталі 01ЮТ (а, б) та 01ЮТ* (в, г), охолодження з піччю

Метод дифракції зворотно розсіяних електронів (EBSD) зондує електронами різні площини кристалів. При цих дослідженнях пред'являються особливо високі вимоги до якості поверхні, тому зразки піддавали електролітичному поліруванню з метою отримання дзеркальної поверхні з високою швидкістю при відсутності спотворень структури в поверхневому шарі. Для дослідження підготували по 2 зразки сталі 01ЮТ* товщиною 2,4 та 1,3 мм, які оброблені за різними режимами прокатки (однопрохідна обробка в аустенітній області зі ступенем деформації 32,3%, та

двопрохідна – в аустенітній та феритній областях температур зі ступенем деформації 62,9%). Поверхня кожного із зразків попередньо вивчена за допомогою оптичного мікроскопу з метою вибору областей для дослідження в поверхневій та центральній зонах зразків.

Карти інвертованих полюсів (IPF) об'єднують орієнтацію з кристалографічним описом єдиного напрямку відліку. Карта показує основні напрями в зразку (НП, ПН, НН) та перетин напрямків. В кожній точці на карті кристалографічний напрям відповідає певному напрямку в зразку, та колір розподілений у відповідності з його положенням в ЗПФ. Таким чином, на картах орієнтації кристалів орієнтація певних кристалографічних напрямків кодується кольором.

Карти розподілу локальних орієнтувань (рисунк 6.10) показують, що в центральній зоні зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) найбільш вираженою є текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен напрямком [101], в поверхневій зоні – напрямками [001] та [101]. Текстура листа із сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%) після прокатки за два проходи характеризується найбільш сильною вираженістю орієнтування [101] в центральній зоні листа, та орієнтувань [111] і [101] в поверхневій зоні. Границі з кутом орієнтувань $\theta < 10^\circ$ і $\theta > 10^\circ$ позначені тонкими та товстими чорними лініями відповідно. На картах спостерігаються ділянки (фрагменти) в середині зерна, які переорієнтовані один відносно одного на декілька градусів. Кожний фрагмент складається із блоків, що мають розміри менш, ніж 10 мкм, які раз орієнтовані на кут менше, ніж один градус. За літературними даними, це блокова або мозаїчна структура.

Границі субзерен і зерен в металах розділяють на малокутові (кут раз орієнтувань менш, ніж 5°) та великокутові (кут разорієнтувань більший за 5°). Малокутові границі (МКГ) спостерігаються між субзернами та мають дислокаційну будову. У найпростішому випадку МКГ можна уявити за допомогою ряду паралельних крайових дислокацій – границь неповної атомної площини (екстраплощини). Структура ВКГ більш складна [177].

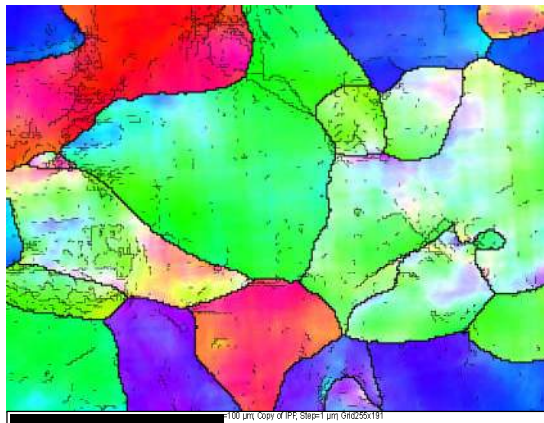
Гістограма розподілу границь зерен за кутами розорієнтувань в структурі центральної та поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) характеризується наявністю піку в районі кута розорієнтувань коло 2° (рисунк 6.11).

На гістограмах розподілу границь зерен за кутами розорієнтувань в структурі центральної та поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%) – гострий пік в районі кута переорієнтувань коло 1° (рисунк 6.12), що свідчить про безумовну перевагу МКГ. Вміст МКГ в структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) складає $\sim 5\%$ (рис. 6.11, а), в структурі центральної зони – 3% (рис. 6.11, б), в структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%) $\sim 80\%$ (рис. 6.12, а), в структурі центральної зони цього ж зразка сталі 01ЮТ* $\sim 90\%$ (рис. 6.12, б). Розподіл границь зерен за кутами переорієнтувань на гістограмах приведений за довжиною границь.

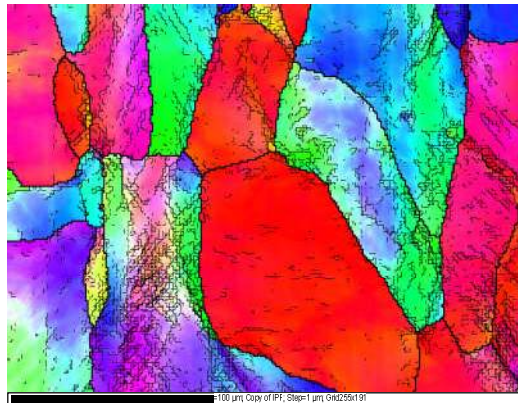
Г.М. Русаков детально описав границі зерен, що є елементом структури будь-якого кристалічного матеріалу, та мають важливе значення при формуванні його фізичних та механічних властивостей [212]. Границі зерен беруть участь практично у всіх процесах, які відбуваються в матеріалах при деформації та термічній обробці. В будь-якому полікристалі решіточні (розташовані в середині зерна) та зернограничні (розташовані в одному зерні, закінчуються на його границі та викликають зміни параметра решітки співпадаючих вузлів) дислокації через свою безперервність розглядаються разом. Процес пластичної деформації здійснюється узгодженим рухом всіх дислокацій.

Наявність в металічних матеріалах внутрішніх поверхонь розділу має велике значення, оскільки внутрішні поверхні є важливим елементом структури, від яких залежать рівень властивостей та їх стабільність. Вони визначають багато експлуатаційних властивостей, зокрема, механічні (міцність, пластичність), грають роль в процесі рекристалізації, від них залежить якість матеріалу, його надійність та довговічність. Багато фізичних властивостей залежать від числа та будови міжзерених границь. Важливою характеристикою границь є їх рухливість, яка визначає кінетику рекристалізації [212–216].

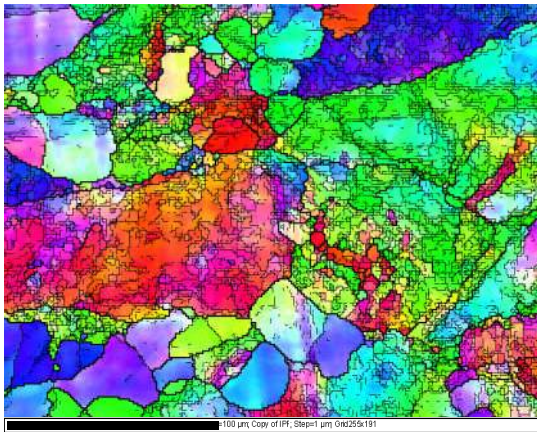
При певних параметрах розорієнтувань частина вузлів сусідніх зерен співпадає. Така границя, що проходить в площині, яка містить співпадаючі вузли, є спеціальною, тобто має впорядковану структуру зі своїм періодом та особливими властивостями.



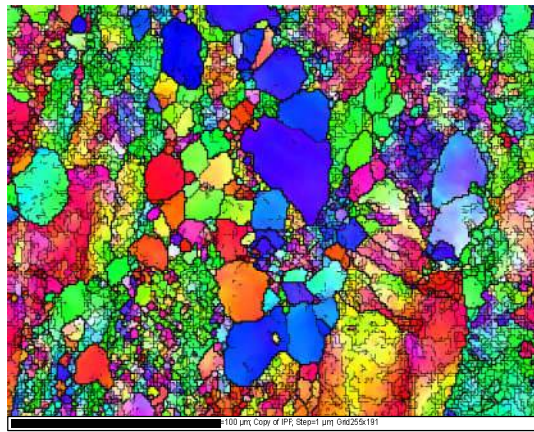
а



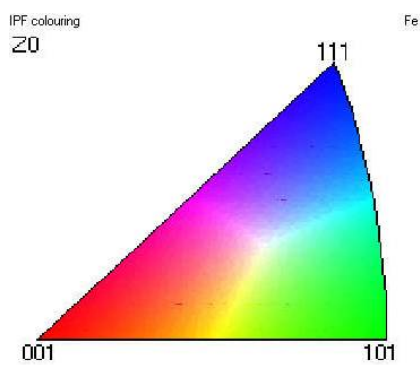
б



в

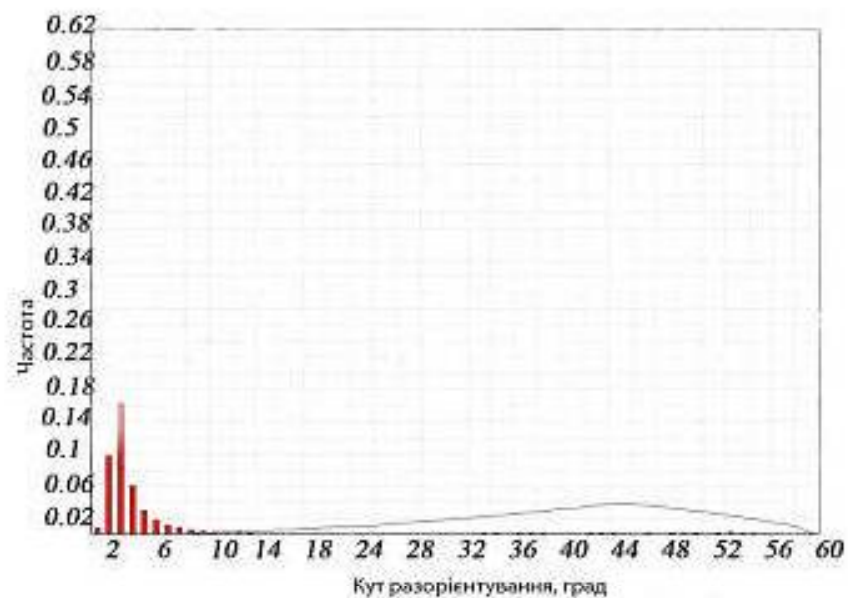


г

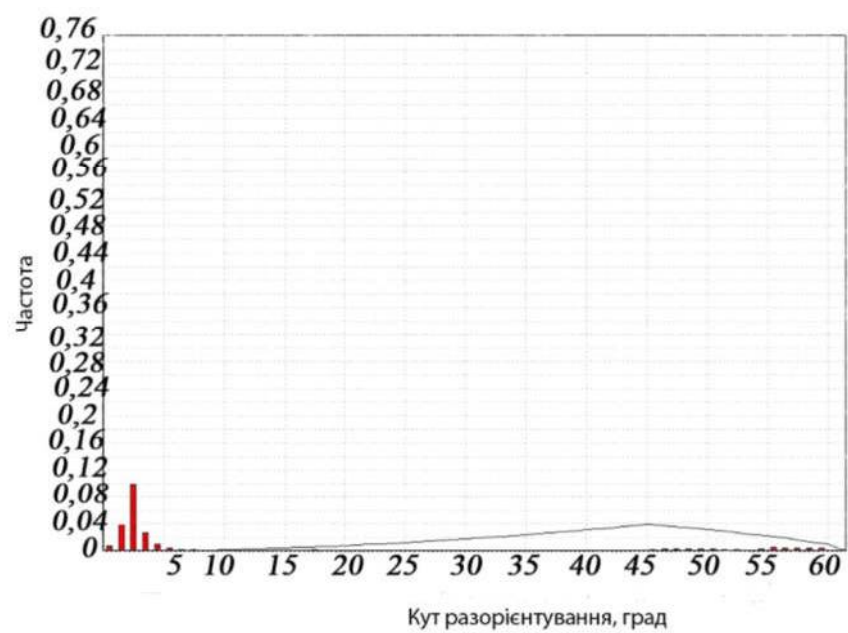


д

Рис. 6.10. Карты розподілу локальних орієнтувань в сталі 01ЮТ*: прокатка зі ступенем деформації 32,3% (а, б); прокатка зі ступенем деформації 62,9% (в, г) в центральних (а, в) та поверхневих (б, г) зонах листа; д – умовні позначення для карти орієнтації

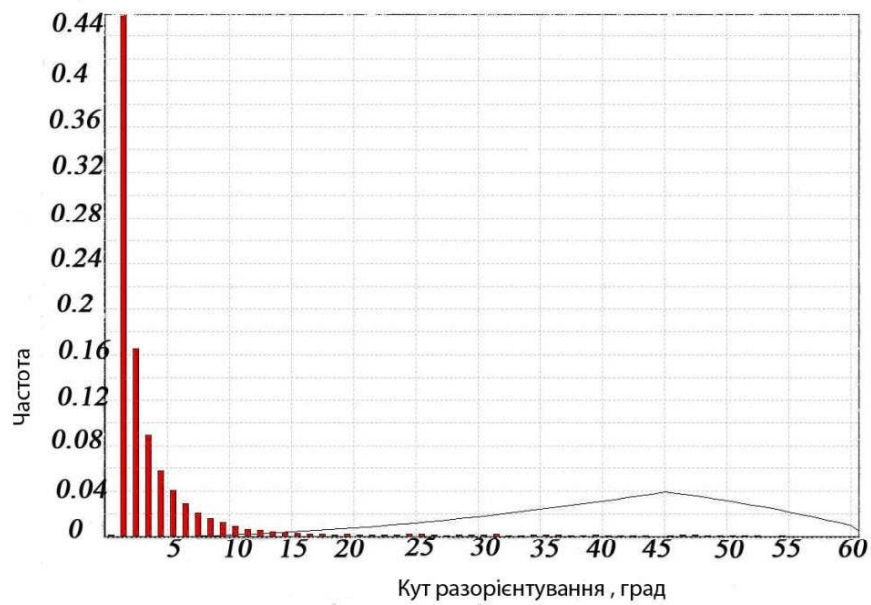


а

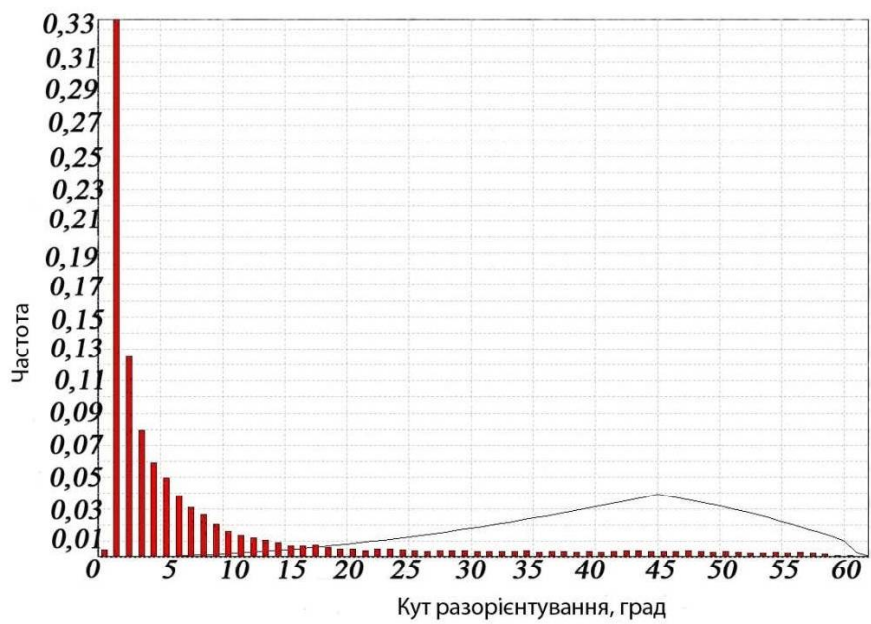


б

Рис. 6.11. Гістограми розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%):
а – поверхнева зона, б –центральна зона



а



б

Рис. 6.12. Гістограми розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%):
а – поверхнева зона, б –центральна зона

При певних кутах разорієнтувань сусідніх зерен енергія границь зерен різко знижується. Такі границі зерен є спеціальними, а кути разорієнтувань границь, при яких енергія границь мінімальна – це спеціальні кути. Відповідно до сучасних уявлень, спеціальні границі відповідають високій щільності співпадаючих вузлів кристалічних решіток сусідніх атомів, та зниженій енергії.

Спеціальні границі позначають символом Σ_n , де n вказує, на скільки вузлів решітки приходить співпадаючий вузел. Границі зерен, кути разорієнтації яких відрізняються від спеціальних, є довільними, чи випадковими. Оскільки на границях зерен атоми зміщуються із рівноважних положень, енергія границь зерен підвищена. У тому випадку, коли вузли кристалічної решітки одного зерна співпадають із вузлами решітки іншого зерна (випадок спеціальної границі), енергія пружних викривлень знижується.

Контакт зерен розглядають як область взємного проникнення їх решіток, та щільність співпадаючих вузлів решіток приймають за характеристику міжзеренної границі [217].

Якщо два зерна, які разорієнтовані по відношенню до спільних для обох зерен кристалографічних осей повороту, утворюють границю, то частина атомів цих зерен може опинитися на спільній «надрешітці» – решітці співпадаючих вузлів (PCB). Великокутові границі із певною кількістю місць співпадіння є спеціальними. Вони мають впорядковану структуру із своїм періодом та особливими властивостями, характеризуються високою щільністю співпадаючих вузлів та зниженою енергією. Будова спеціальних границь фасетчата, фасетки мають певне орієнтування уздовж зернограничних площин із низькою енергією. Двійникова границя $\Sigma 3$ – унікальний тип PCB. Вона не тільки характеризується максимальною щільністю співпадаючих вузлів (кожний третій вузел є спільним) і мінімальною енергією висококутових границь, але і утвореними своїми власними механізмами деформації чи двійникового росту [166].

Двійникові границі, поряд з границями зерен, мають вплив на межу текучості та межу міцності. Двійникові границі мають досконалу будову. Така границя

забезпечує значне зчеплення кристалів, тобто має низьку енергію. Чим більш часто зустрічаються такі місця в границі, тим нижче її енергія. Якщо решітки двох кристалів уявити взаємопроникаючими та сполученими в деякому загальному вузлі, то при деяких відносних поворотах виникає трьохмірна решітка співпадаючих вузлів (PCB). Відношення об'ємів елементарних комірок PCB та вихідної решітки характеризується параметром Σ – зворотної просторової щільності співпадаючих вузлів. Вузли разорієнтування, для яких $\Sigma < 100\div 150$, є спеціальними. Якщо площа границі може бути проведена через співпадаючі вузли, спеціальною є і сама границя [212].

В літературі практично відсутні дані про існування спеціальних границь в надлишковому фериті низьковуглецевих сталей. Винятком є робота [218], в якій вперше встановлено наявність спеціальних низькоенергетичних границь в феритній складовій малоperlітних сталей 12ГФ, 06Х1 і Ст3 на підставі досліджень їх зернограничної структури методами світлової мікроскопії. Таким чином, важливим є вивчення тонкої структури фериту з метою керування процесами структуроутворення для отримання металопрокату з високим комплексом механічних властивостей.

Орієнтування між двома кристалографічними координатними системами може бути визначено парною системою позначень кут – вісь $\theta[uvw]$. Одна координатна система може бути накладена на іншу шляхом повороту на кут θ навколо спільної осі $[uvw]$, оскільки вісь повороту і напрямок $[uvw]$ співпадають в обох координатних системах. Парну систему позначень кут–вісь використовують при разорієнтації границі зерна. Дві взаємопроникаючі решітки вирівнюються шляхом одного тільки можливого повороту навколо спільної осі $[uvw]$ на кут θ . На рисунках 6.13, 6.14 двійникові границі представлені спільним $[111]$ напрямком та кутом обертання 60° .

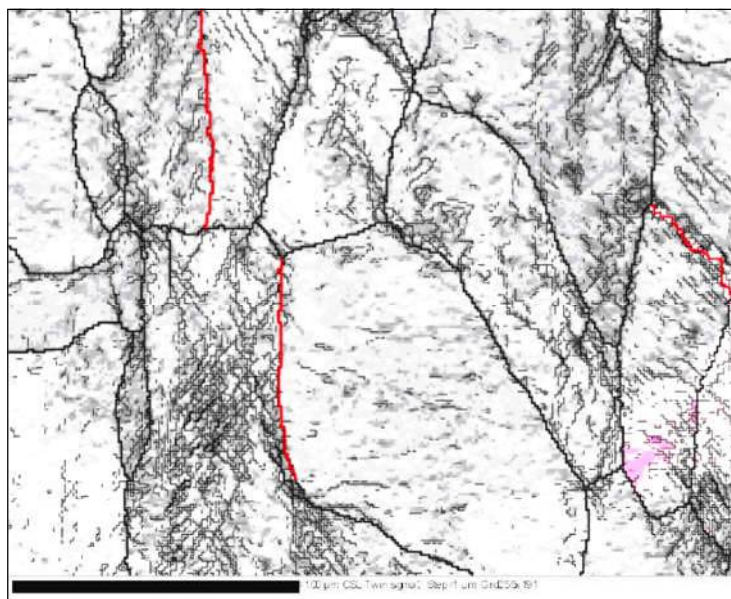
EBSD–аналіз показав, що в структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) сформувались спеціальні двійникові границі $\Sigma 3\ 60^\circ <111>$, вміст яких складає 13,2%, в структурі центральної зони вміст двійникових границь – 11,3% (рис. 6.13). В структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%) вміст двійникових границь $\Sigma 3\ 60^\circ <111>$ складає 1,53%, в центральній зоні того ж зразка – 1,57% (рис. 6.14, табл 6.4). Спеціальні границі $\Sigma 3\ 60^\circ$

$\langle 111 \rangle$ позначені на рис. 6.13; 6.14 червоним кольором. Добру здатність сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) до глибокого витягання можна пояснити більшим вмістом спеціальних границь $\Sigma 3$ $60^\circ \langle 111 \rangle$, ніж в сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%).

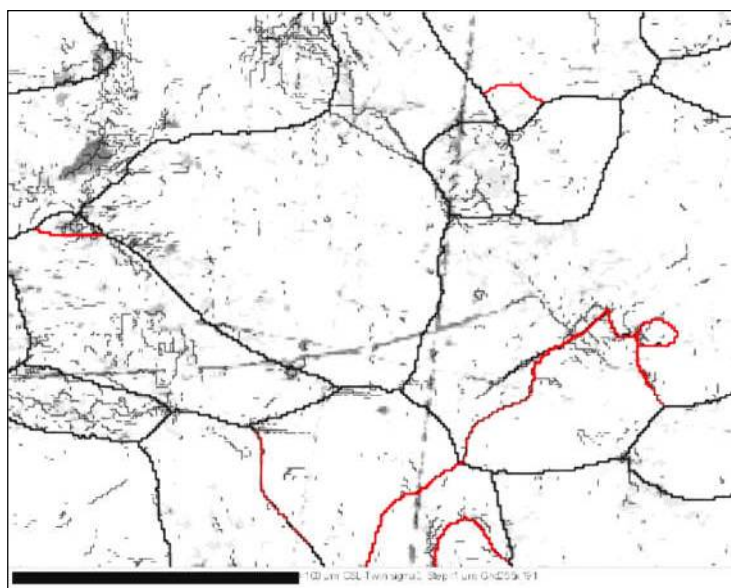
Кожна полюсна фігура – усереднене значення просторового розподілу зерен за орієнтаціями. Текстуру полікристалів можуть описати чотири координати: три визначають орієнтування зерен, четверта — її щільність (ймовірність цього орієнтування). Тому навіть при наявності декількох полюсних фігур встановити кількісний зв'язок між властивостями матеріалу та його текстурою неможливо. Задачу вирішують методи розрахунку трьохмірної функції розподілу зерен за орієнтуваннями (ФРО), яка допомагає описати текстуру полікристалів.

Проводиться розрахунок властивостей анізотропних матеріалів на основі полюсних фігур, що важливо для тих випадків, коли ці властивості неможливо визначити (в напрямку нормалі до площини тонкого листа). Вивчення ФРО та її змін в процесі деформації дозволяє аналізувати механізми цих процесів, запропонувати способи та режими обробки матеріалів з метою усунення небажаної та утворення сприятливої текстури.

Кути повороту приводять систему координат зразка (НП, ПН, НН) в систему координат кристалу (ребра елементарної комірки). Орієнтування кожного кристаліта описується трьома кутами φ_1 , Φ , φ_2 , які можна використати для задавання положення точки в просторі. Вводиться поняття функції від орієнтації: $f(g) = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$. ФРО об'ємів зразка визначена в просторі, а її значення в кожній точці $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ – ймовірність присутності в зразку об'єму з орієнтуванням g , тобто частки об'єму зразка з таким орієнтуванням. Таким чином, $f(g)$ описує текстуру матеріалу [202].

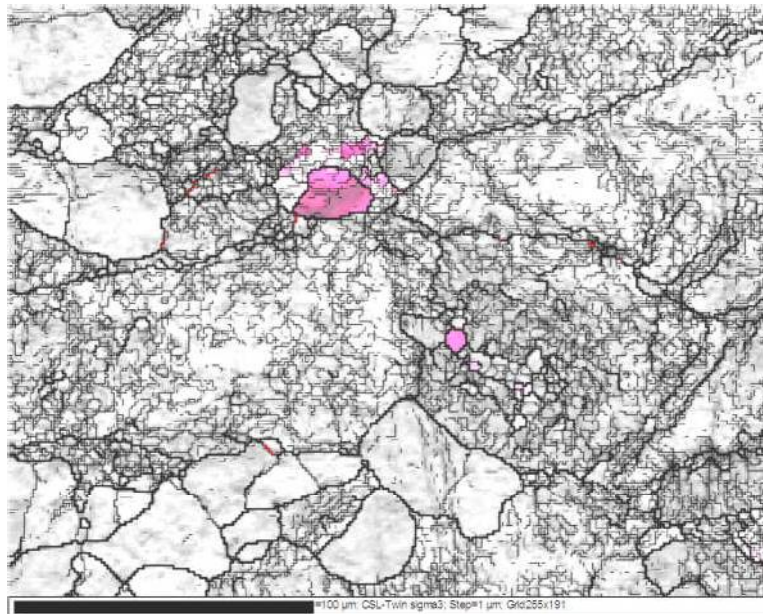


а

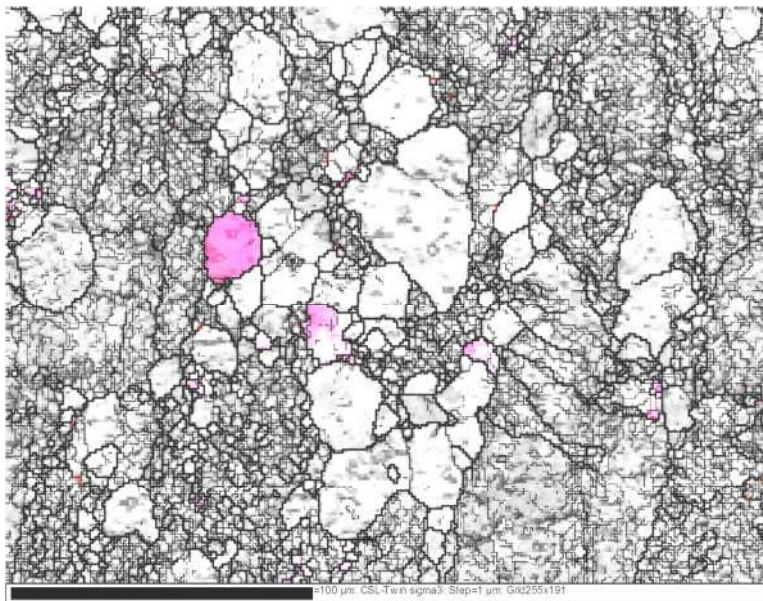


б

Рис. 6.13. Структура центральної (а) і поверхневої (б) зон зразка сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%) із двійниковими границями зерен $\Sigma 3$ $60^\circ \langle 111 \rangle$, $\times 500$



а



б

Рис. 6.14. Структура центральної (а) та поверхневої (б) зон зразка сталі 01ЮТ*
(ступінь деформації 62,9%) із двійниковими границями зерен
 $\Sigma 60^\circ \langle 111 \rangle$, $\times 500$

Таблиця 6.4.

Результати EBSD-аналізу зразків сталі 01ЮТ*, охолоджених після деформації на повітрі

Режими прокатки	Текстура		Малокутові границі, %		Спеціальні границі $\Sigma 3$, %		σ_T / σ_B
	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	
$T_{\text{нагр}} = 1000^\circ\text{C};$ $T_{1\text{пр}} = 970-980^\circ\text{C};$ $\Sigma \varepsilon = 32,3\%$	[101] (100)($P_{<100>}$) = 9,7 (111)($P_{<111>}$) = 9,7	[001] і [101] (100)($P_{<100>}$) = 8,2 (111)($P_{<111>}$) = 8,2	3,0	5,0	11,3	13,2	0,54
$T_{\text{нагр}} = 1000^\circ\text{C};$ $T_{1\text{пр}} = 970-980^\circ\text{C};$ $T_{2\text{пр}} = 730-740^\circ\text{C};$ $\Sigma \varepsilon = 62,9\%$	[101] (100)($P_{<100>}$) = 6,2	[111] і [101] (100)($P_{<100>}$) = 4,3 (111)($P_{<111>}$) = 4,3	90,0	80,0	1,57	1,53	0,8

Тривимірні ФРО характеризують відносну частоту різних орієнтувань кристалітів в полікристалічному матеріалі, що описані трьома кутами Ейлера ϕ_1 , Φ , ϕ_2 відносно зовнішніх осей зразка. Кути Ейлера зв'язують координатні системи кристаліта (X, Y, Z) та зразка (НП, ПН, НН). Карти Ейлера є альтернативними по відношенню до IPF – карти, та використовують інше кольорове кодування.

Текстурований матеріал можна розглядати як проміжний стан між матеріалом із хаотичним розподілом орієнтувань, та матеріалом із ідеальним орієнтуванням. Однією із характеристик текстури є розсіяння – відхилення орієнтувань зерен від деякої середньої. Одним із способів визначення текстури є опис її ідеальними орієнтуваннями монокристалів із врахуванням розсіяння. На основі даних EBSD-аналізу по скануванню орієнтувань в кожній точці побудована ФРО. Дані про тип текстури та її розсіяння отримали після визначення орієнтування кожного зерна окремо. За відомим орієнтуванням великого числа зерен визначені ейлеровські кути для кожного з них відносно трьох зовнішніх осей (рисунки 6.15; 6.17), та побудовані прямі полюсні фігури (ППФ) для площин {100}, {110}, {111}.

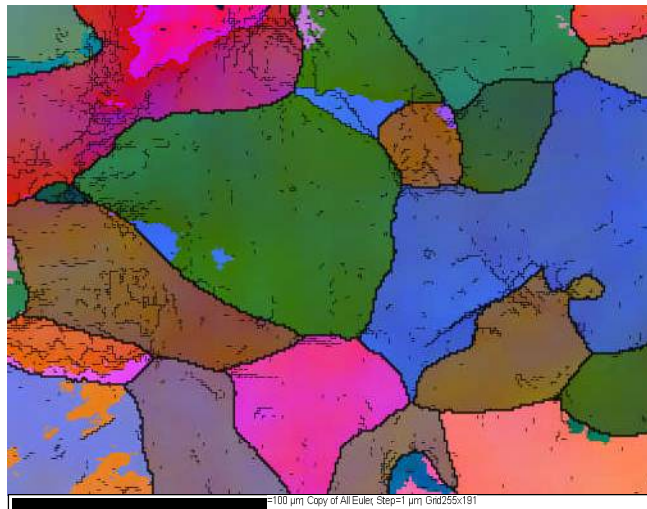
Характеристики текстури (інтенсивність, розсіяння, співвідношення орієнтувань) змінюються по перерізу листа. Це обумовлено неоднорідністю деформації через вплив на контактних поверхнях сил тертя, що діють з боку валків. Тому швидкість течії металу у внутрішніх шарах більше, ніж в поверхневих. В результаті текстура центральних шарів виражена більш чітко, та її розсіяння менше, ніж для поверхневих. Крім того, поверхневі шари часто характеризуються новими орієнтуваннями, які не властиві текстурі деформації, наявність яких залежить від схеми, температури та ступеню деформації. Якщо за рахунок різкого перепаду температури в поверхневих шарах утворюється текстура рекристалізації, у той час як у внутрішніх зберігається текстура деформації, то неоднорідність текстури виражена більш чітко. Для матеріалів з ОЦК-решіткою при переході до поверхневих шарів відбувається зменшення інтенсивності та збільшення розсіяння текстури. Неоднорідність текстури виражена тим більш різко, чим меншим є ступінь деформації та товщим є зразок, що деформується. Неоднорідність текстури по перерізу має

значення у тонких листах, оскільки доля поверхневих шарів збільшується зі зменшенням товщини. Поліусна фігура дає уявлення про інтенсивність та розсіювання текстури. Щоб зіставляти ППФ зразків, які мають різний ступінь викривлення решітки (різний ступінь деформації та режими обробки), виконують побудову у рівнях поліусної щільності. За одиничний рівень поліусної щільності, що відповідає хаотичному орієнтуванню кристалітів в даному матеріалі, приймають інтенсивність, яка усереднена за повною поліусною фігурою [178].

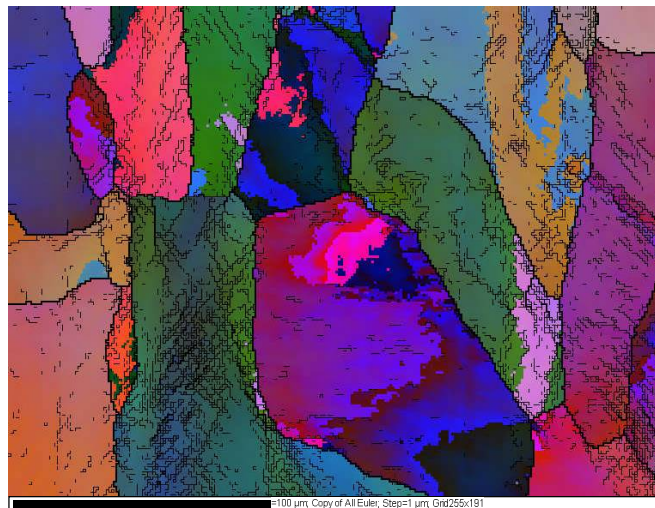
ППФ, за допомогою яких проведений аналіз однієї із характеристик текстури (розсіювання) дають уявлення про форму та інтенсивність областей розсіювання. На ППФ для розсіяних багатокомпонентних текстур спостерігаються перекриття різних орієнтувань. Після оконтурювання цих ділянок на ППФ показані області, поліусна щільність яких відносно велика (області високої щільності), та інші, в яких вона мала.

На основі даних карт Ейлера побудовані ППФ, які дають уявлення про розсіювання текстури. Кольоровий контур на ППФ показує інтенсивності текстури у зрівнянні з хаотичною текстурою, жовтим та оранжевим кольором позначені мінімальні та максимальні значення поліусної щільності в одиницях, що кратні хаотичному розподілу. Точки з близькими значеннями інтенсивності з'єднані ізолініями. Аналіз рис. 6.16 (а, в) і 6.18 (а, в) показує, що для центральної і поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ*, оброблених із ступенями деформації 32,3% і 62,9%, ступінь розсіювання текстури більше в площині $\{110\}$. Відповідно до даних роботи [178], можна зробити припущення про те, що ступінь розсіювання текстури в поверхневій зоні досліджених зразків перевищує ступінь розсіювання в центральній зоні.

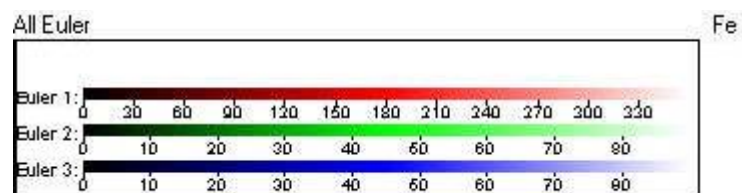
Однією з характеристик текстури є її інтенсивність – міра щільності заповнення відповідного орієнтування площинами решітки виду $\{hkl\}$. Поліусна фігура встановлює співвідношення між кристалографічними елементами та зовнішніми умовними напрямками зразка.



а

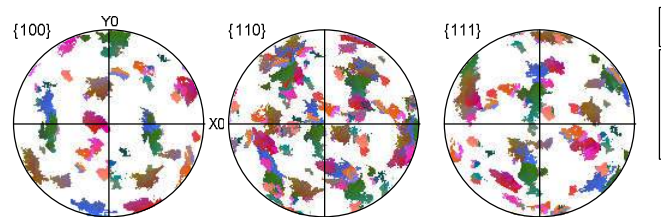


б

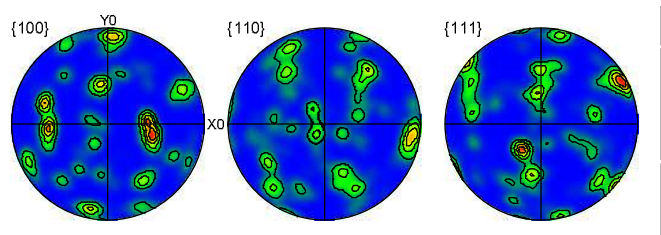


в

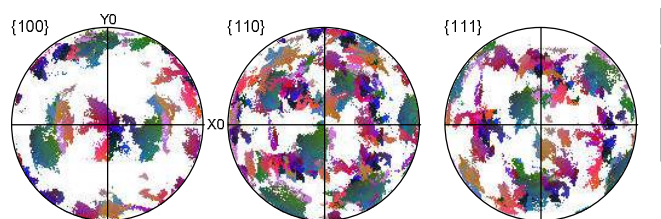
Рис. 6.15. Карты Ейлера для сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 32,3%):
а– центральна зона зразка, б – поверхнева зона; в – умовні позначення



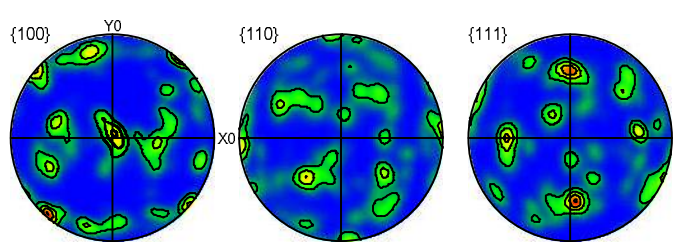
а



б



в



г



Рис. 6.16. Кількісні ППФ з даними про розсіяння (а, в) та інтенсивність (б, г) текстури для центральної (а, б) та поверхневої (в, г) зон зразка сталі 01ЮТ*(ступінь деформації 32,3%)

Площина проекції не визначається кристалографічно, а є зовнішню площиною об'єкту, що досліджується (площиною листа). В якості умовних напрямків розглядається напрямок прокатки (НП) та поперечний напрямок (ПН). На площині проекцій в формі кола напрямок прокатки проходить зверху вниз, поперечний напрямок – зліва направо, напрямок нормалі до поверхні листа (НН) означається точкою в центрі полюсної фігури. Будь-яка інша точка полюсної фігури також визначає напрямок в листі, який відповідає певному орієнтуванню площин $\{hkl\}$, що зображуються, та кристалографічної решітки відносно площини листа та його умовних напрямків.

В кожній точці площини проекції вказана щільність заповнення орієнтувань (відносне чи абсолютне число виходів нормалей площин $\{hkl\}$, яке є мірою полюсної щільності). При наявності текстури (переважного орієнтування) на полюсній фігурі існують області, полюсна щільність яких велика, та інші, в яких вона мала (чи перерозподіл інтенсивності внаслідок посилення одних орієнтувань та ослаблення чи зникнення інших). Одиницю щільності встановлюють довільно. В безтекстурному матеріалі всі зерна орієнтовані довільно, і всі орієнтування рівновірогідні. Полюсна щільність для безтекстурного зразка дорівнює одиниці. Значення полюсної щільності для областей, в яких ця характеристика менше, ніж при хаотичному орієнтуванні, знаходяться в інтервалі від 1 до 0. Таким чином, можна порівняти полюсні фігури для різних видів площин решітки одного і того ж зразку, а також для однакових площин різних зразків [219].

Автори роботи [121] зазначають, що решітки більшості кристалів Fe_α повернуті так, що кристалографічні напрямки ковзання $\langle 111 \rangle$ лежать в площині, яка паралельна площині прокату. Це підвищує витяжні властивості холоднокатаного листа. Сприяє цьому також форма рекристалізованих зерен фериту: вони витягнуті у напрямку прокатки, тобто відношення двох осей зерна більше одиниці.

Як відомо із літературних джерел [123, 201], сприятливою є текстура, коли більша частина решіток зерен орієнтована таким чином, що їх кристалографічна площина $\{111\}$ паралельна поверхні листа. Технологія виробництва IF-сталі повинна

забезпечити отримання максимальної кількості зерен цього орієнтування. Пластична течія в металах відбувається, коли на деяких площинах решітки перевищується опір зсуву. В такому випадку ковзання відбувається за площинами в напрямку найбільш щільного пакування атомів. В фериті цей напрямок є діагоналлю куба (111). У межах зерна фериту лінії ковзання рідко бувають прямолінійними (на відміну від аустеніту). Феритні зерна покриваються зігнутими лініями, які пролягають за одним чи декількома середніми напрямками. Якщо нова система ліній ковзання перетинає лінію, що утворилась раніше, то величину ковзання можна визначити по зсуву ліній, які виникли першими.

В дійсних дослідженнях (полюсні фігури на рис. 6.16, б, г і 6.18, б, г) переважними орієнтуваннями в зразках сталі 01ЮТ*, прокатаних за один прохід, є орієнтування $\{100\}$ та $\{111\}$. Збільшення обтискувань з 32,3% до 62,9% та закінчення прокатки зразків сталі 01ЮТ* в феритній температурній області привело до ослаблення октаедричного орієнтування $\{100\}$: в центральній зоні значення полюсної щільності знижується з $P_{\langle 100 \rangle} = 9,7$ до $P_{\langle 100 \rangle} = 6,2$, в поверхневій зоні – з $P_{\langle 100 \rangle} = 8,2$ до $P_{\langle 100 \rangle} = 4,3$ (табл. 6.3). Найбільш вираженою в центральній зоні зразку сталі 01ЮТ*, прокатаному за два проходи, є текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен площиною $\{100\}$ (рис. 6.18, б). В поверхневому шарі, як і в зразку, прокатаному за один прохід, формується текстура прокатки з переважним орієнтуванням зерен площинами $\{100\}$ и $\{111\}$ (рис. 6.18, г). Спостерігається нерівномірність текстури по перерізу листа, прокатаного за два проходи: в центральній зоні переважною є текстура типу $\{100\}$, для поверхневої зони характерна сукупність текстур $\{100\}$ та $\{111\}$. Текстура центральних зон зразків характеризується більшою інтенсивністю, ніж текстура дрібнозернистого поверхневого шару: полюсна щільність орієнтування $\langle 100 \rangle$ знижується в зрівнянні з поверхневим шаром з $P_{\langle 100 \rangle} = 6,2$ до $P_{\langle 100 \rangle} = 4,3$ (рис. 6.18, б; 6.18, г; табл. 6.4). Таким чином, відповідно до даних роботи [178], через неоднорідність деформації швидкість течії металу у внутрішніх шарах більше, ніж в поверхневих. В результаті текстура центральних шарів виражена більш чітко.

Автори роботи [201] різницю текстури в поверхневих та центральних зонах зразків досліджених ІФ–сталей пояснюють знеуглецюванням поверхні зразків під окалиною.

Таким чином, в результаті отриманих даних можна зробити висновок: здатність до глибокого витягання зразків сталі 01ЮТ*, прокатаних в аустенітній області температур, обумовлена наявністю в її текстурі компоненти $\{111\}$, а також більш високою концентрацією в її структурі спеціальних границь $\Sigma 3 \ 60^\circ \langle 111 \rangle$, ніж в структурі сталі 01ЮТ*, прокатаної за два проходи. В результаті по всьому перерізу зразка, що оброблений за таким режимом, формується звичайна текстура прокатки, найбільш вираженими орієнтуваннями якої є $\{100\}$ і $\{111\}$ (табл. 6.4).

З метою одержання в готовому прокаті мікроструктури, що визначається за ГОСТ 16523–97, з рівномірним зерном фериту, гарантування проведення прокатки листа із ультранизьковуглецевих сталей в феритному інтервалі температур, в роботі проведений розрахунок температурних границь зони однофазного феритного стану металу. Визначення верхньої та нижньої температурних границь (ВГ і НГ відповідно) проводили за наступними рівняннями:

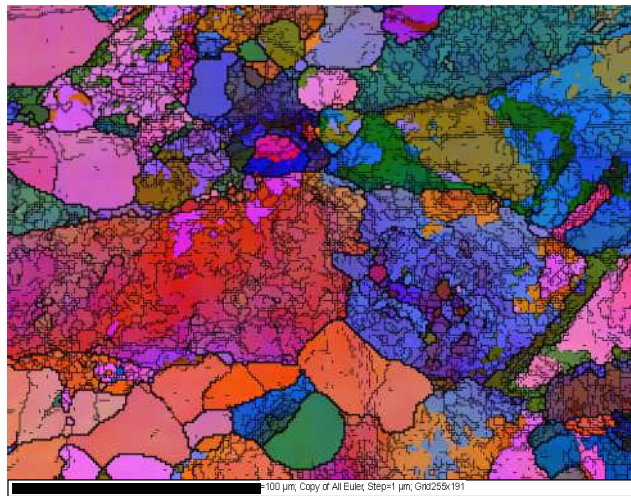
– для верхньої температурної границі, $^\circ\text{C}$

$$T_{\text{ВГ}} = 11660 \times C^2 - 10840 \times C + 911,98;$$

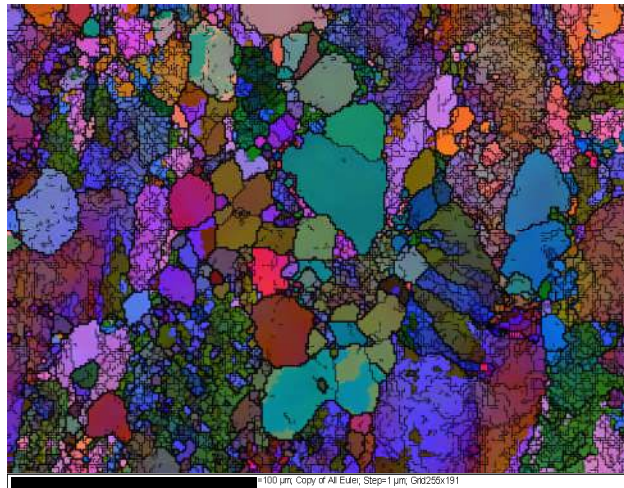
– для нижньої температурної границі, $^\circ\text{C}$

$$T_{\text{НГ}} = -796400 \times C^2 + 35400 \times C + 314,57;$$

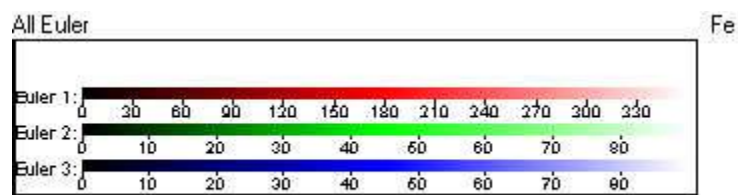
де C – кількість вуглецю в хімічному складі УНС, %.



а

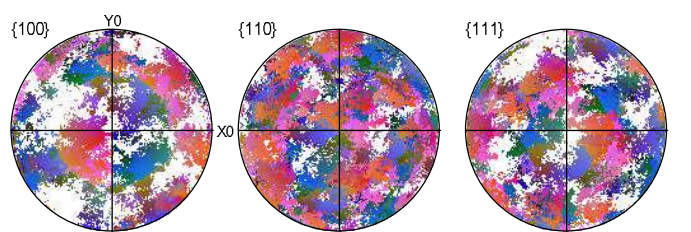


б

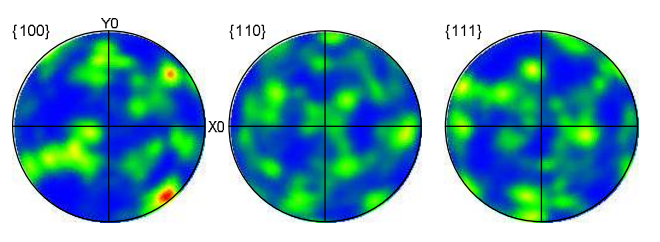


в

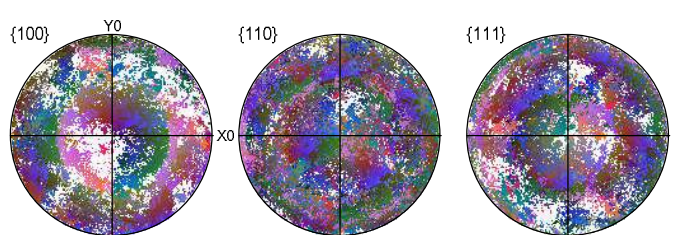
Рис. 6.17. Карти Ейлера для сталі 01ЮТ* (ступінь деформації 62,9%):
а– центральна зона листа, б – поверхнева зона; в – умовні позначення



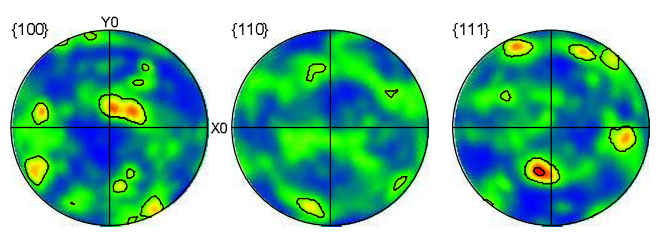
а



б



в



г



Рис. 6.18. ППФ з кількісними даними про розсіяння (а, в) та інтенсивність (б, г) текстури для центральної (а, б) та поверхневої (в, г) зон зразка сталі 01ЮТ*(ступінь деформації 62,9%)

Визначаючи верхню температурну границю зони однофазного феритного стану металу можна забезпечити початок прокатки зразків у чистовій групі клітей БШС в зоні температур однофазного феритного стану, що є однією з обов'язкових умов гарантії одержання кінцевої структури металу з рівномірним за розміром зерном фериту, та одночасно виключити можливість прокатки в чистовій групі в зоні температур двофазного аустенітно-феритного стану та запобігти утворенню в металі несприятливої різнозернистої структури.

Вираз $T_{ВГ} (C^{\circ}) = 11660 \times C^2 - 10840 \times C + 911,98$ одержали, виходячи з таких даних, отриманих експериментальним шляхом (таблиця 6.5).

Для верхньої температурної границі феритного стану металу коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними R^2 становить 0,9993.

Визначення нижньої температурної границі зони однофазного феритного стану дозволяє забезпечити закінчення прокатки листів в чистовій групі клітей БШС в зоні температур однофазної феритної структури, що також є однією з обов'язкових умов гарантії одержання кінцевої структури металу з рівномірним за розміром зерном фериту, і одночасно виключити можливість закінчення прокатки в чистовій групі в зоні температур двофазного аустенітно-феритного стану, та запобігти утворенню в металі несприятливої різнозернистої структури.

Таблиця 6.5.

**Залежність вмісту вуглецю в УНС від верхньої температурної границі
зони феритного стану металу**

С, %	0,001	0,002	0,003	0,004	0,005	0,010	0,015	0,020	0,025
$T_{ВГ}, C^{\circ}$	900	890	880	870	865	815	775	740	715

Вираз $T_{НГ} = - 796400 \times C^2 + 35400 \times C + 314,57$ одержали, виходячи з таких даних, отриманих експериментальним шляхом (таблиця 6.6).

Таблиця 6.6.

**Залежність вмісту вуглецю в УНС від нижньої температурної границі
зони феритного стану металу**

C, %	0,001	0,002	0,003	0,004	0,005	0,010	0,015	0,020	0,025
T _{НГ} , С°	320	380	430	460	480	595	655	740	715

Для нижньої температурної границі феритного стану металу коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними R^2 становить 0,9877.

В залежності від кількості вуглецю в хімічному складі сталей марок 01ЮТА і 01ЮТ (0,002%) визначили температури верхньої та нижньої границь зони феритного стану металу, розраховуючи їх за рівняннями.

Верхня температурна границя:

$$T_{ВГ} = 11660 \times (0,002)^2 - 10840 \times 0,002 + 911,98 = 891^\circ\text{C}.$$

Для верхньої температурної границі коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними $R^2 = 0,9993$.

Нижня температурна границя:

$$T_{НГ} = -796400 \times (0,002)^2 + 35400 \times 0,002 + 314,57 = 382^\circ\text{C}.$$

Для нижньої температурної границі коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними $R^2 = 0,9877$.

Значення коефіцієнтів збіжності вказують на те, що представлені рівняння мають достатню точність і можуть бути використані для практичного застосування при визначенні температурних границь прокатки листів з УНС у феритній зоні.

В залежності від кількості вуглецю в хімічному складі сталей марки 01ЮТ* (0,003%) визначили температури верхньої та нижньої границь зони феритного стану металу, розраховуючи їх за рівняннями.

Верхня температурна границя:

$$T_{ВГ} = 11660 \times (0,003)^2 - 10840 \times 0,003 + 911,98 = 879^\circ\text{C}.$$

Для верхньої температурної границі коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними $R^2 = 0,9993$.

Нижня температурна границя:

$$T_{\text{НГ}} = -796400 \times (0,003)^2 + 35400 \times 0,003 + 314,57 = 414 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Для нижньої температурної границі коефіцієнт збіжності між теоретичними та експериментальними даними $R^2 = 0,9877$.

Результати експериментальних досліджень показали, що найбільша нерівномірність феритної структури УНС спостерігається при обробці зразків за два проходи в аустенітній і феритній областях. Для отримання рівномірної структури в листах із УНС при деформації за два проходи необхідно коригування режиму обробки із врахуванням хімічного складу (введення кальцію, натрію, титану): прокатку в другому проході проводити ближче до нижньої границі феритного температурного інтервалу, а також знизити температуру змотки в рулон до 600°C .

7 ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

В автомобільній промисловості широко використовується штампування листових конструкційних маловуглецевих сталей, однак відомості щодо впливу видів і режимів їх технологічної обробки на механічні властивості обмежені і розрізнені. Тому дослідження впливу додаткової пластичної деформації на еволюцію мікроструктури ультранизьковуглецевих сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) є актуальними.

Випробування на осадження дозволяє визначити здатність сталі піддаватися пластичній деформації при стисканні. У даній роботі осадження застосовували з метою підвищення механічних властивостей металу на поперечних зразках для збільшення рівномірності міцності металу в усіх напрямках (зменшення анізотропії). В залежності від технологічних вимог проводяться холодні (при кімнатній температурі) або гарячі (при $T = 900^{\circ}\text{C}$) випробування. Для отримання рівномірної структури в листах з УНВ сталей, деформованих в останньому проході в феритному інтервалі температур, можливе зниження температури змотування. Одним з варіантів отримання рекристалізованих рівновісних зерен можливе проведення додаткової операції термічної обробки (відпал не вище температури A_{C1} при $690-710^{\circ}\text{C}$ протягом 3-5 годин) [205, 220, 221].

На рис. 7.1 (б-д) -7.3 (б-д) приведені мікроструктури сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) після осадження і наступного відпалу при $T = 690^{\circ}\text{C}$ та витримкою $\tau = 4$ години. Мікроструктура сталей 01ЮТА (рис. 7.1, а, г), 01ЮТ (рис. 7.2, а, г) і 01ЮТ(Са) (рис. 7.3, а, г), деформованих в аустенітній та феритній областях температур і охолоджених з піччю, характеризується наявністю дрібних і великих зерен фериту.

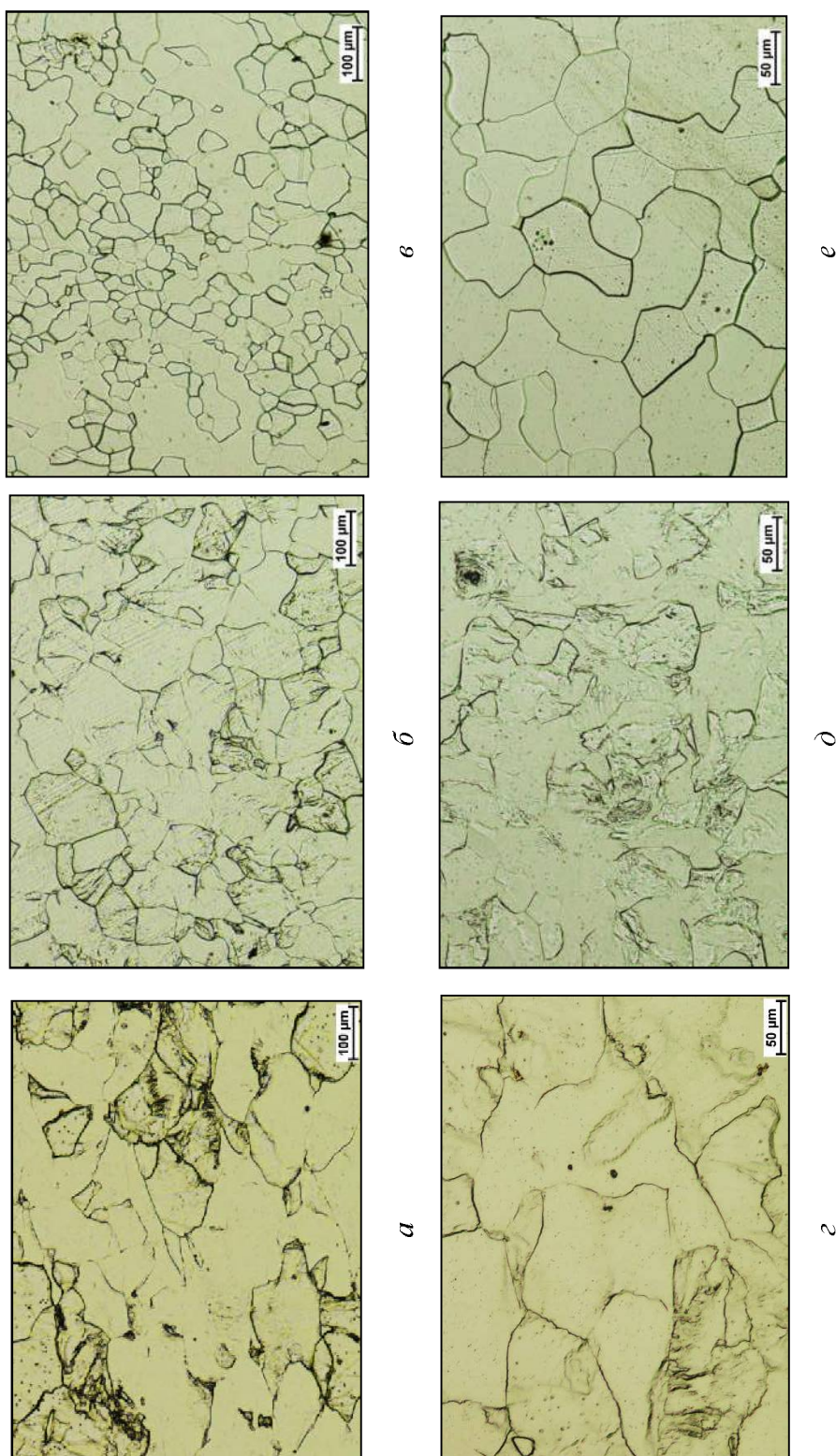
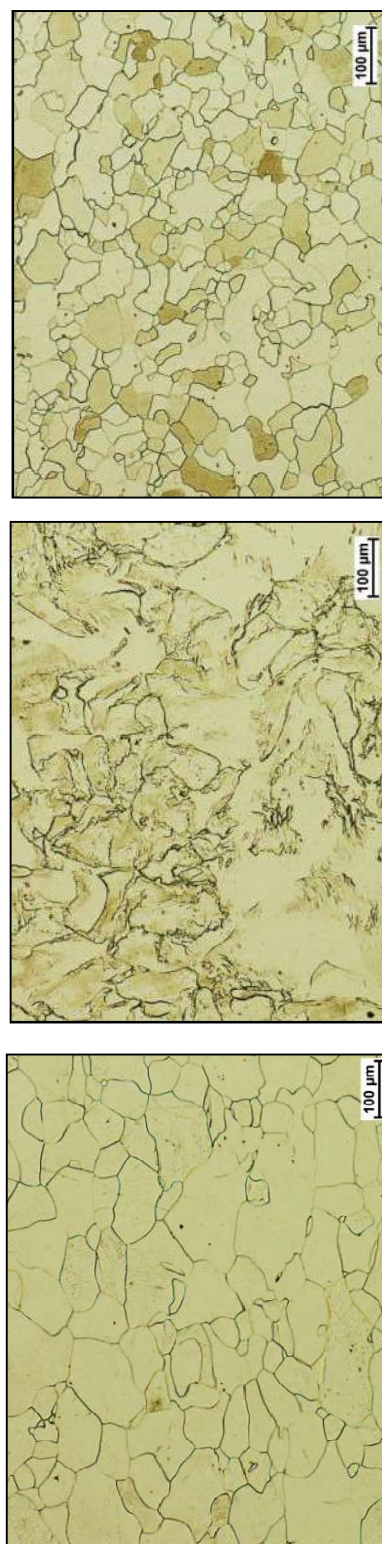


Рис. 7.1. Мікроструктура ультравуглецевої сталі 01ЮТА:
a, г – після гарячої прокатки; *б, д* – після осадження; *в, е* – після відпалу



в

б

а



е

д

з

Рис. 7.2. Мікроструктура ультрамизьковуглецевої сталі 01ЮТ:

а, з – після гарячої прокатки; *б, д* – після осадження; *в, е* – після відпаалу

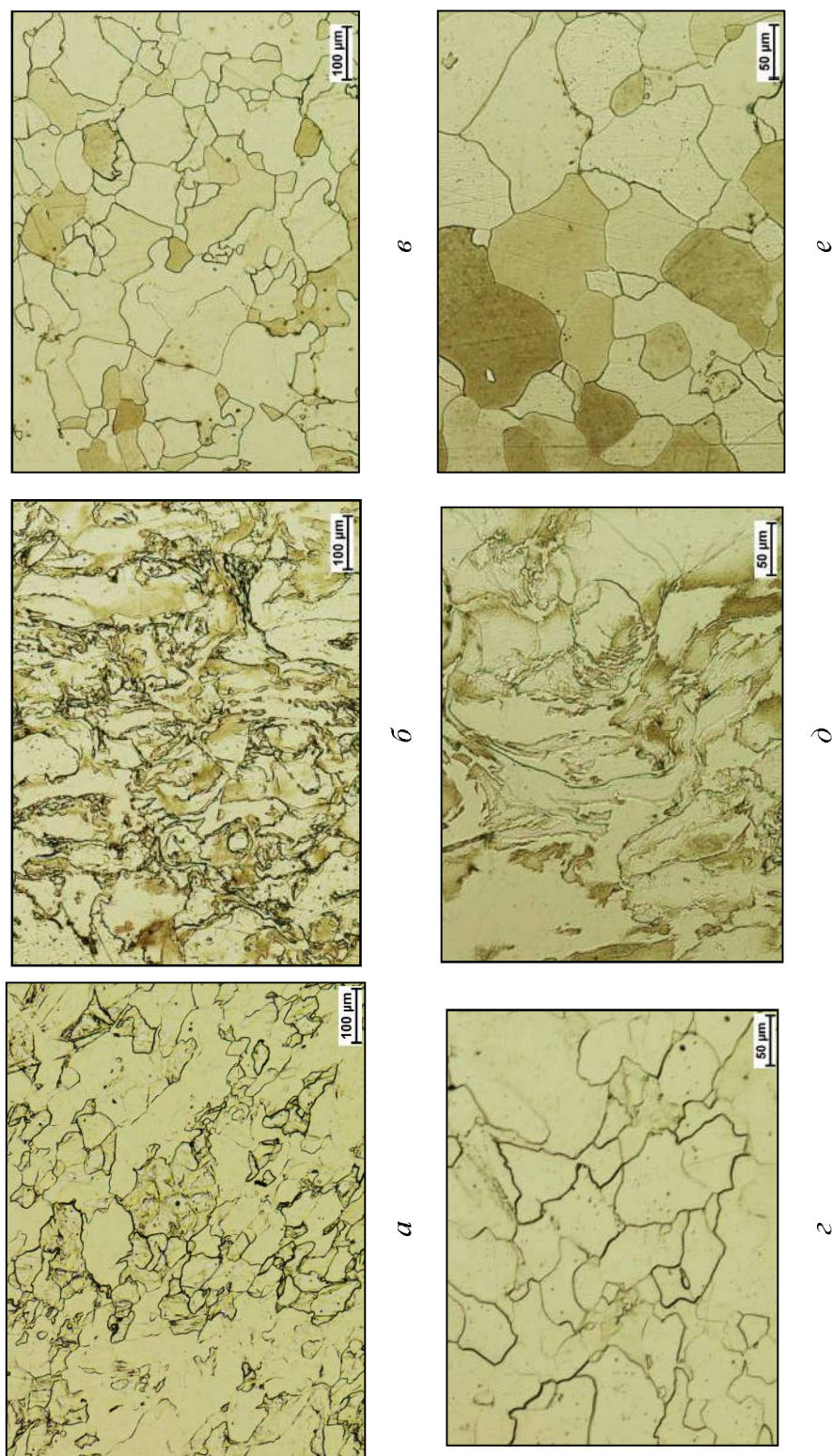


Рис. 7.3. Мікроструктура ультранизьковуглецевої сталі 01ЮТ(Са):
a, *г* – після гарячої прокатки; *б*, *д* – після осадження; *в*, *е* – після відпалу

Розмір зерен сталі 01ЮТ становить 30-50 мкм, а сталі 01ЮТ(Са) - 10-100 мкм. У деформованих зразках спостерігаються структурні зміни, які свідчать про реалізацію процесів рекристалізації і полігонізації. У поверхневій зоні деформованого листа процеси вторинної рекристалізації розвиваються більш інтенсивно, що і призводить до утворення різнозернистої структури. Причиною формування різної величини зерна є нерівномірна деформація металу, що призводить до утворення тріщин при штампуванні.

Оскільки ІF-сталі відрізняються ультранизьким вмістом вуглецю (тисячні частки відсотка за масою), і розкислені титаном, утворення карбідів і нітридів сприяє зменшенню розміру зерна [109]. Після осадження спостерігається феритна структура, яка характеризується різнозернистістю в результаті нерівномірної деформації. В сталі 01ЮТ сформувалася структура з зернами витягнутої форми та близькими до рівновісної.

Порівняльний аналіз структури сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са) після осадження показав більш високу текстурність сталі 01ЮТ (рис. 7.2, б, д), і більшу кількість крупних зерен в структурі сталі 01ЮТ(Са) (рис. 7.3, в, е). В процесі осадження в металі виникає переважне орієнтування зерен (текстура) в залежності від напрямку течії металу, що обумовлює анізотропію властивостей.

Рекристалізаційний відпал здійснювали з метою зняття наклепу і внутрішньої напруги в сталі після холодного осадження, що призвело до зниження твердості і зростання пластичності. Відпал проводили при температурі 690°C протягом 4 годин з подальшим охолодженням з піччю. Мікроструктура сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са) після рекристалізаційного відпалу показана на рис. 7.2, в, е та рис. 7.3, в, е. Розмір зерна в структурі відпаленої сталі 01ЮТ становить 20-180 мкм, в структурі сталі 01ЮТ(Са) – 20-190 мкм [109, 221].

Рентгенівський метод є одним з основних методів при вивченні тонкої структури деформованих матеріалів, так як дає досить докладні додаткові дані до прямих методів дослідження, таких як електронна і оптична мікроскопія. Перевага цього методу полягає в тому, що матеріали та вироби в цьому випадку можна

досліджувати без руйнування і безпосереднього контакту, не зупиняючи виробництво: це забезпечує створення системи неруйнівного контролю дефектності структури кристалічних твердих тіл, що знаходяться в робочому стані.

Дані рентгеноструктурного аналізу УНС наведені в таблиці 7.1. Наявність кальцію в складі сталі 01ЮТ(Са) не впливає на параметр решітки, як під час прокатки, так і при осадженні з подальшим відпалом [109].

Таблиця 7.1

Дані рентгеноструктурного аналізу гарячекатаних УНС після осадження та наступного відпалу

Марка сталі	a, нм	L ₁₁₀ , нм	L ₂₂₀ , нм	L, нм	M, 10 ⁻³	D ₁₁₀ , 10 ¹⁰ , см ⁻²	D ₂₂₀ , 10 ¹⁰ , см ⁻²
01ЮТ(прокатка)	0,287	91,3	61,8	119,4	1,6	6,65	5,61
01ЮТ(осадження)	0,287	42,9	39,5	56,3	1,03	30,1	60,4
01ЮТ(відпал)	0,287	99,2	68,1	128,8	1,03	5,61	23,7
01ЮТ(Са)(прокатка)	0,287	90,4	69,3	118,1	0,91	6,7	23,4
01ЮТ(Са)(осадження)	0,287	95,1	57,7	125,5	1,28	6,9	28,5
01ЮТ(Са)(відпал)	0,286	97,7	74,3	126,7	0,85	5,79	19,9

Примітка: а – параметр решітки, L – розмір кристалітів,

M – мікронапруження, D – щільність дислокацій

У той же час після осадження для сталі 01ЮТ, середній розмір кристалітів зменшився майже в 2 рази, а середній розмір кристалітів в сталі 01ЮТ(Са) збільшився на 5 %. До того ж, зміна розмірів кристалітів в досліджуваних сталях відрізняється в різних кристалографічних площинах: в сталі 01ЮТ розмір кристалітів по площинах 110 і 220 зменшився в 1,5-2 рази, а для сталі 01ЮТ(Са) збільшився після осадження на 5 % в площині 110 і знизився на 17 % в площині 220. Відпал призводить до формування кристалітів близьких розмірів в обох сталях (табл. 7.1).

Мікронапруження в сталі 01ЮТ після прокатки вищі, ніж для сталі 01ЮТ(Са) майже в 2 рази. Осадження і подальший відпал призводить до зниження мікронапруження сталі 01ЮТ на 35 %, а сталі 01ЮТ(Са) після осадження напруження збільшуються на 30 %. Відпал знижує значення мікронапруження у порівнянні з прокатаним гарячекатаним станом в обох сталях на 7-38 %.

Щільність дислокацій в обох сталях зростає після осадження і зменшується після відпалу. Причому для сталі 01ЮТ щільність дислокацій після осадження по різних площинах складає $30,1$ і $60,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Кальцій, витісняючи з границь зерен титан, азот та інші елементи, не тільки ускладнює утворення окрихчуючих виділень, але призводить до збільшення вмісту їх в твердому розчині всередині зерна, що забезпечує зміцнення фериту. У той же час, осадження сталі 01ЮТ(Са) призводить до менш значної зміни щільності дислокацій, зміни розмірів кристалітів менш виражені, ніж для сталі 01ЮТ.

Таким чином, отримані дані свідчать про різну здатність до деформації досліджених сталей і кращого штампування сталі 01ЮТ(Са).

Мікроструктура листового прокату визначає рівень його механічних властивостей, а також якість відштампованих деталей. Структурними складовими гарячекатаної низьковуглецевої сталі 08пс є м'який пластичний ферит і твердий крихкий цементит. Рівень механічних властивостей і здатність гарячекатаного металу до витяжки залежить головним чином від розмірів і однорідності феритних зерен, виду і розташування виділеного цементиту.

Розмір зерна фериту в гарячекатаному листовому прокаті, отриманому з БШС може коливатися від 7 до 35 мкм. Дрібнозерниста структура (діаметр зерна від 7 до 15 мкм) підвищує характеристики міцності і знижує пластичність металу, що погіршує його штампованість. Пластичність дрібнозернистої сталі нижче, ніж у сталі з зерном діаметром 25-35 мкм, але на 15-20 % вище, ніж пластичність крупнозернистої сталі з зерном діаметром 110-140 мкм [187]. Грубозерниста структура призводить до розривів металу при штампуванні, а також утворює на поверхні штампованих деталей дефект «апельсинова кірка».

ДСТУ 16523–97 регламентує якість гарячекатаного, особливо тонколистового прокату. Вимоги до мікроструктури відповідно до ДСТУ 16523–97 забезпечують кращу штампованість металу і необхідну якість готових деталей [170]. Стандарт регламентує величину зерна фериту, яка для гарячекатаного особливотонкого прокату повинна бути не більше, ніж 62 мкм, а нерівномірність зерна фериту допускається в границях трьох суміжних номерів зернистості. Велика різнозернистість призводить до нерівномірної деформації металу при витяжці, що може бути причиною утворення розривів.

Рівномірна структура необхідна також в гарячекатаному металі, який використовується в якості підкату для станів холодної прокатки. Сприятлива структура металу є основною передумовою досягнення високої здатності сталей до глибокої витяжки після остаточної термічної обробки, так як структура гарячекатаного металу істотно впливає на характер структури після холодної прокатки і подальшого рекристалізаційного відпалу. Ступінь деформації металу на цих станах може досягати 70-80%, і тому велика різнозернистість, яка погіршує технологічну деформуємість при температурах холодної прокатки, може стати причиною утворення тріщин в листі, і, як наслідок – виробничих аварій. При цьому різнозернистість не знижується ні холодною прокаткою, ні рекристалізаційним відпалом [170].

На рисунку 7.4 представлені мікроструктури вихідної заготовки сталі 08пс. Мінімальний ступінь деформації 8,2 % по режиму з нагріванням до 750°C і прокаткою в один прохід в області ферито-перлітної структури металу, що забезпечило отримання рівномірної структури по всьому перетину листа, розмір феритного зерна становить 8-20 мкм (рис. 7.4).

Зерна, в основному, рівновісні. Дрібне зерно фериту в структурі сталевого листа підвищує пружні властивості, при цьому лист погано штампується, його поверхня стає хвилястою і збільшується опір штампуванню [221]. Мікроструктура дослідженого зразка являє собою ферит і фазу, що містить вуглець у вигляді структурно-вільного цементиту, в кількості менше 10 %, що відповідає вимогам ДСТУ 5640–68 [222].

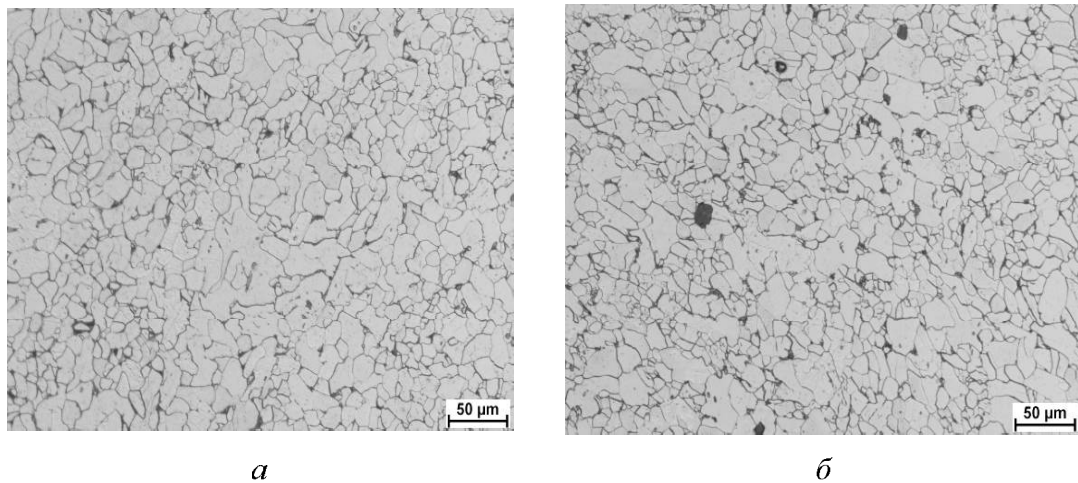


Рис. 7.4. Мікроструктура гарячекатаної сталі 08пс, $\varepsilon=8\%$:

a – поверхня зразка; *б* – центр зразка

Частинки цементиту з формою, близькою до глобулярної, рівномірно розташовані в основній феритній структурній складовій, що є сприятливим фактором для гарячекатаного металу, призначеного для глибокої витяжки.

З метою підвищення механічних властивостей та схильності до штампування, гарячекатану сталь 08пс, додатково деформували методом КГТ при кімнатній температурі. На рис. 7.5 представлена мікроструктура гарячекатаної сталі 08пс з подальшою пластичною деформацією методом КГТ. Аналіз мікроструктури показав, що після КГТ сталі 08пс в центрі зразка і на середині радіуса спостерігається менше подрібнення зерен, відносно периферії зразка, де спостерігається максимальне зменшення розмірів зерен з яскраво вираженою металографічною текстурою [223, 224].

Зародження пластичного зсуву є локальним кінетичним структурним переходом, який може відбуватися тільки в локальній зоні кристала за рахунок ентропії. Подальша пластична плинність протягом деформації є суто релаксаційним процесом, який прагне вивести локальне сильне збудження з обсягу деформованого кристала, використавши всі можливі канали структурної перебудови кристалічної решітки. Подальша еволюція визначає закони пластичного плину металу, який за своєю природою є вихровим [225].

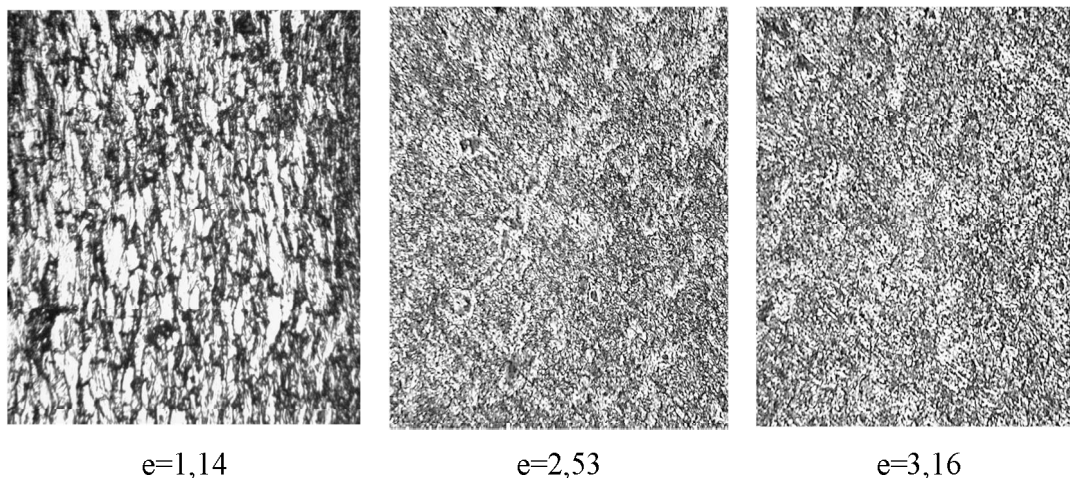


Рис. 7.5. Мікроструктура поверхні зразка сталі 08пс після КГТ, $\times 250$

Згідно з синергетичним підходом, найбільш ефективним каналом руху рівновісної системи до рівноваги є конвективний перебіг. Кристал, що деформується, прагне сформувати структуру, елементи якої здатні здійснювати конвективний перебіг.

Прикладом такої структури є коміркова дислокаційна структура в кристалах з помірною енергією дефекту пакування. Кожна комірка рухається як самостійний структурний елемент, відчувачи трансляційні та поворотні моди деформації. Рух окремих дислокацій акомодує взаємодію суміжних комірок, при деформації полікристалу автономний рух діє в кожному зерні. У явному вигляді це чітко проявляється при високих деформаціях. Позеренний масоперенос лежить в основі структурної надпластичності полікристалів [225]. Умова збереження суцільності деформованого твердого тіла визначає мультиплинність ковзання в кристалі, в результаті чого в ньому виникають зони гальмування зсувів. При деформації монокристал розбивається на області, обмежені зонами гальмування зсувів, останні концентрують великі напруги і стають областями сильно збуджених станів, що випускають дефекти, тобто проявляється процес поперечного ковзання, що обумовлює поведінку кристала як структурно неоднорідного середовища. Таким чином, при деформуванні кристал розбивається на області, границі яких є зонами

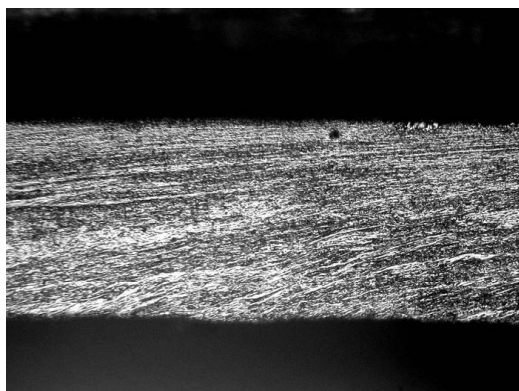
загальмованих зсувів, які визначаються щільністю дефектів і містять потужні концентратори напружень. Як відомо ці області мають акомодувати зсуви, що протікають по їх кордонах з урахуванням умов збереження суцільності [225]. У класичних роботах [226, 227] підкреслюється, що при аналізі напруженого стану тіла надзвичайно важливо враховувати дотичне напруження, необхідне для створення залишкового зсуву частинок твердого тіла, оскільки вплив відносного зсуву на процес течії часто перевершує вплив інших факторів, таких як нормальні напруги, анізотропія і інше.

Дослідження мікроструктури в поперечному перерізі зразків підтвердило наявність сильної локалізації деформації на периферії зразків. На рисунку 7.6,а добре видно лінії течії металу в процесі деформації, що призводять до формування вираженої металографічної текстури, яка збігається з напрямком кручення. Пластичне формозмінення матеріалу представляє собою особливу форму масопереносу.

Вона може відбуватися за допомогою середньовпорядкованого руху дефектів кристалічної будови, пов'язаних з наявністю локального надлишку або нестачі маси: впроваджених атомів, вакансій, дислокацій та їх більш складних утворень. Часткові дислокації також задовольняють цю умову, оскільки вони утворюються в результаті вилучення або впровадження клинів матеріалу із зразка в зразок. Тобто, рух часткових дисклінацій теж викликає пластичну деформацію матеріалу.

У деяких зонах зразка спостерігали області активного плину металу – це ділянки з елементами турбулентної (вихрової) течії, а також ділянки ламінарної течії. Ці та подібні їм елементи неоднорідного плину виявляються при відносно невеликих оптичних збільшеннях (рис. 7.6, б) [224].

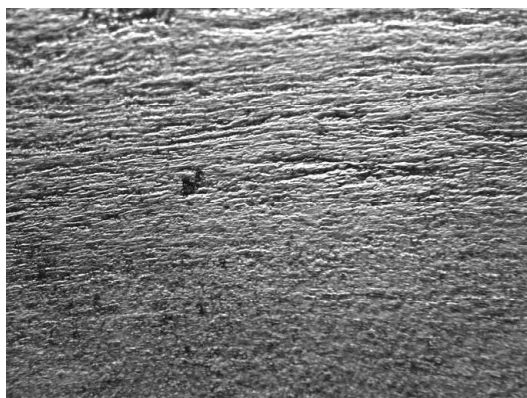
Утворення такого роду ділянок свідчить про те, що різні системи ковзання послідовно вступають в процес пластичної течії, що можна зафіксувати при феноменологічному вивченні процесу деформації металів. Відповідно до закону Шміда [225] ковзання починається на одній або декількох площинах, на яких дотичне напруження досягло критичної величини, а решта площин не діють.



a



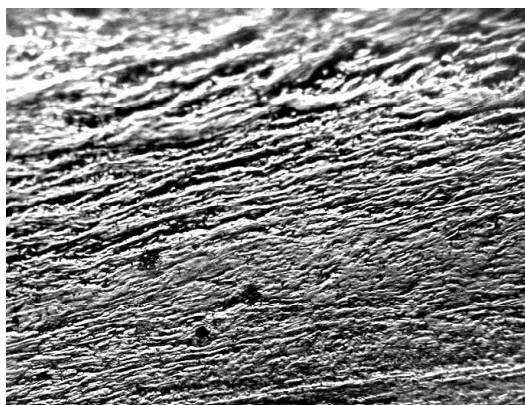
б



в



г



д



е

Рис. 7.6. Мікроструктура поперечного перетину зразка гарячекатаної сталі 08пс після додаткової деформації методом КГТ, N=5, d=9 мм
a – загальний вид, $\times 100$; *б-г* – $\times 400$; *д-е* – $\times 500$

Потім в результаті зсуву осі кристала повертаються, і може статися подвійний зсув, тобто одночасне ковзання за двома системами площин. По мірі збільшення напруги деформація починається з менш сприятливо орієнтованих площин. Подібний поворот призводить до виникнення переважної кристалографічної орієнтації зерен, що є однією з причин анізотропії механічних властивостей. Таким чином, для сумісності пластичної деформації, крім акомодативного ковзання необхідні ще і акомодативні повороти решітки. Критичний момент зародження в границях зерна часткової дисклінації і слід вважати моментом виникнення в кристалі ротаційних мод пластичності і початком його фрагментації [225]. Традиційний опис пластичної деформації передбачає початок пластичного плину металу при напрузі, розглядає суто однорідний розподіл деформації в об'ємі зразка і враховує лише деформаційне зміцнення.

Це помилкове твердження, яке є наслідком того, що в теорії не враховується основна роль тимчасової залежності градієнтів напружень і дисипативний характер пластичної течії металу. Їх облік призводить до передбаченого теорією принципово нового висновку про виникнення в деформованому кристалі внутрішнього механічного поля вихрової природи, без якого поширення пластичної деформації по стабільному кристалу неможливе. Пластична течія металу зі стабільною структурою можлива тільки при естафетному механізмі деформації. Релаксація одного концентратора напружень повинна естафетно поширюватися по всьому зразку, забезпечуючи локальне структурне кінетичне перетворення кристала.

На рисунку 7.7 показані мікроструктури поверхні зразка гарячекатаної сталі 08пс після КГТ, які характеризуються наявністю ротаційних мод. Це говорить про те, що на стадії розвиненої пластичної деформації колективні ефекти еволюції ансамблів сильно взаємодіючих дислокацій викликають ротаційні моди пластичності, носіями яких є часткові дисклінації [228]. Елементи неоднорідного плину виявляються при відносно невеликих оптичних збільшеннях, але вони представляють верхній шар ефекту локалізації пластичної деформації, які чітко проявляються і на більш глибоких рівнях. Суворо кажучи, вже рух індивідуальної дислокації є ніщо інше, як локалізація

пластичної деформації, її первинна просторова неоднорідність. Пластичні ротації завжди супроводжуються зсувною деформацією. Цей висновок, заснований на аналізі особливостей тонкої структури фрагментованого кристалу при переході на макрорівень, отримує безпосередній доказ. Таким чином, ротаційні нестійкості не тільки різко переорієнтують кристалічну решітку, а й призводять до спрямованого переносу речовин в кристалі, що деформується [229]. На пізніх стадіях розвиненої пластичної деформації в фрагментованій структурі виникають потужні ротаційні та зсувні нестійкості, що зводяться до несподіваних і аномально великих пластичних розворотів і зрушень одного фрагменту відносно іншого. Ці висновки теорії знаходяться в повній відповідності, як із загальною механічною поведінкою матеріалу, так і з дослідженими структурними перетвореннями.

Світовий досвід виробництва ІF-сталей свідчить про необхідність мікролегування їх ніобієм і титаном (в роботі [125] ці елементи містяться в кількості 0,02-0,04 %). Згідно з даними літератури [123], вміст титану має в 4,5 рази перевищувати вміст вуглецю. У поточних дослідженнях вміст титану в УНС більше (0,05-0,07 %). Можливо, негативний вплив титану (зміцнення матеріалу, утворення гострокутних карбонітридних виділень, які роблять границі зерен крихкими і знижують пластичність металу) компенсований наявністю в складі УНС кальцію в кількості 0,0002-0,0003 %, що є поверхнево-активним елементом з підвищеною горофільністю, який перешкоджає збагаченню титаном, міддю і фосфором границь зерен, пов'язує сірку і азот, покращує пластичність і штампованість сталі [214].

Автори [226-228] вважають, що карбіди і карбонітриди титану, які виділяються з аустеніту, блокують міграцію міжзеренних границь, завдяки чому процеси збиральної і вторинної рекристалізації фериту в сталі при повільному охолодженні не розвиваються.

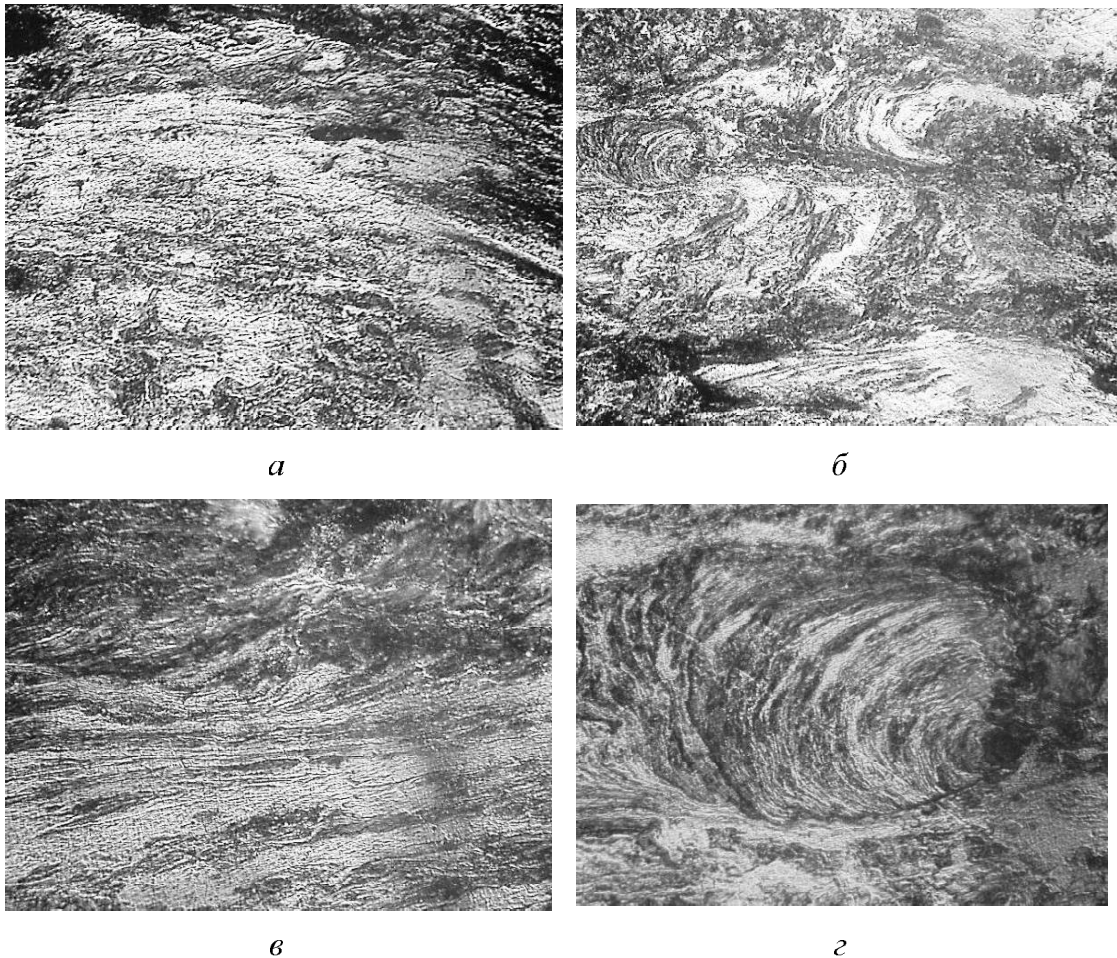


Рис. 7.7. Мікроструктура поверхні зразка гарячекатаної сталі 08пс після додаткової деформації методом КГТ, $\epsilon=5,30$, $N=5$, $d=9$ мм:
а-в – $\times 200$; *г* – $\times 500$

В роботі [229] досліджено зразки УНС і сталі 08пс після деформації за два проходи в аустенітній і феритній або ферито-перлітній температурних областях, охолоджені на повітрі і з піччю. Структури УНС виявилися подібними (оскільки зростання зерен стримують мікрочастинки карбідів і карбонітридів титану), але відрізнялися від структури зразків сталі 08пс, прокатаної за два проходи, розміром зерен фериту в поверхневих шарах листа. Автор пояснює цей факт впливом мікрочастинок на гальмування процесів збиральної рекристалізації фериту.

Дослідження еволюції мікроструктури в процесі прикладання навантаження при крученні в ковадлах Бріджмена показали, що при збільшенні навантаження відбувається зосередження дислокацій в осередках, зменшення розміру осередків і збільшення розорієнтації між ними. Це призводить до активації ротаційних мод деформації одночасно у всьому об'ємі зразка, забезпечуючи сталу стадію деформації [138, 125]. Також зростають пружні викривлення, причиною чого є далекодіючі напруги від нерівноважних границь зерен, що містять внесені дислокації з високою щільністю [211, 214, 216, 230].

Мікроструктури гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей показані на рисунку 7.8.

Мікроструктура сталі 01ЮТА, яка прокатана за два проходи: перший – в аустенітній області, другий – в феритній області температур зі ступенем деформації 60,0 % та охолоджена на повітрі (рис. 7.8, а, б) характеризується наявністю дрібнозернистого шару в поверхневій зоні листа товщиною 150-200 мкм. Розмір феритного зерна в цьому шарі 10-20 мкм. Розмір зерна в центральній зоні 20-130 мкм. Таким чином, спостерігається зональна різнозернистість.

Мікроструктура сталі 01ЮТ, прокатої за два проходи: перший – в аустенітній області, другий – в феритній області температур зі ступенем деформації 60,0 % та охолодженої на повітрі (рис. 7.8, в, г), характеризується наявністю дрібнозернистого шару завтовшки 150-200 мкм в деяких ділянках штаби. Розмір зерна фериту в поверхневому шарі становить 10-20 мкм, в центральному шарі 15-130 мкм.

Мікроструктура сталі 01ЮТ(Са), що прокатана за два проходи: перший – в аустенітній області, другий – в феритній області температур зі ступенем деформації 60,0 % та охолоджена на повітрі (рис. 7.8, д, е), характеризується наявністю дрібнозернистого шару завтовшки 100-200 мкм на деяких ділянках листа.

Розмір зерна фериту в поверхневому шарі 5-20 мкм, в центральному шарі штаби 15-130 мкм. Таким чином, обробка УНС в першому проході в аустенітній області при температурі 970-980°C, у другому – у феритній області при температурі 730-740°C, режим охолодження на повітрі (ПВМ = 670- 680°C) призводять до

утворення зональної різнозернистості, що ймовірно пов'язано з протіканням процесу статичної рекристалізації.

Під час паузи між проходами відбувалася перебудова в фериті. У поверхневих зонах, які охолоджуються з більшою швидкістю, спостерігається рекристалізована дрібнозерниста феритна структура, а структура центральної зони – наслідок незавершеного процесу рекристалізації.

В роботі [231], зазначено, що при низьких температурах закінчення прокатки в структурі поверхневих зон листа з маловуглецевих сталей (в крайніх частинах рулону, що швидко охолоджуються) утворюється структура з зернами фериту витягнутої форми. Така структура виникає, на думку автора, тому, що структурні складові листа, збагаченого домішками, важко піддаються рекристалізації і витягуються в напрямку прокатки. Повільне охолодження не сприяє завершенню процесу рекристалізації в центральних зонах зразків УНС.

Одним з варіантів отримання рекристалізованих зерен витягнутої форми в структурі можливе проведення додаткової операції термічної обробки (відпал не вище температури A_{c1} при 690-710°C протягом 3-5 годин), яка також підвищить опір сталі старінню і поліпшить стан поверхні прокату.

Після гарячої прокатки сталі 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) піддавали ПД методом КГТ. На рис. 7.8 представлені мікроструктури сталі 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) після КГТ уздовж радіусу зразка.

При крученні реалізується схема деформації за типом простого зсуву [232-234], для якої характерно постійна зміна кута між напрямком дії максимальних дотичних напружень і напрямком найбільшого подовження. В процесі кручення відбувається включення нових систем ковзання і рух дислокацій розвивається в раніше незадіяних системах.

Мікроструктура сталі 01ЮТА характеризується неоднорідністю розподілу деформації вздовж радіуса зразка (рис.7.8, *а-в*). Спостерігаються радіальні лінії локалізації пластичної деформації по периферії зразка, тоді як в центрі зразка спостерігається однорідна мікроструктура. Сталь 01ЮТ після КГТ має більш

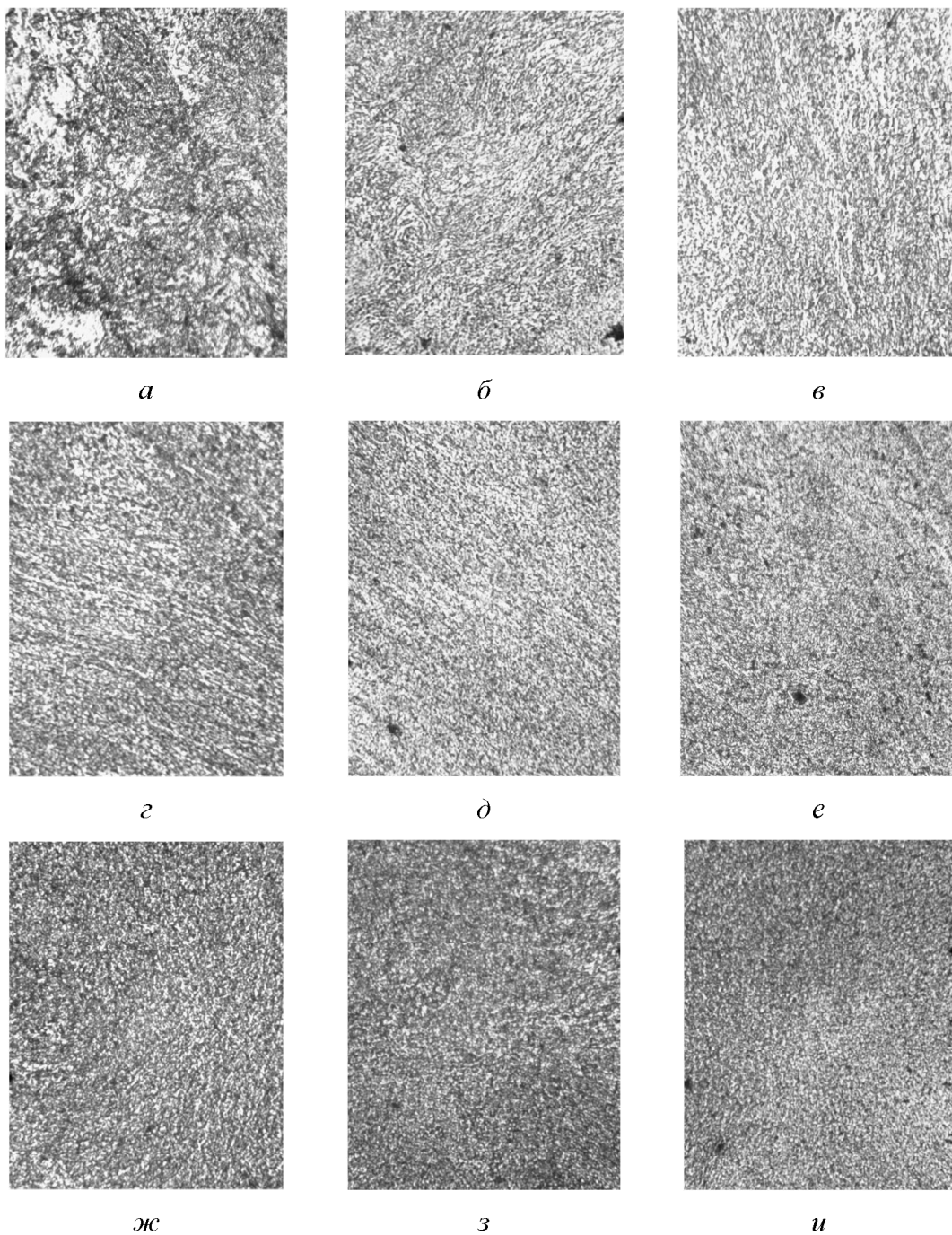
однорідну структуру від центру до середини радіуса зразка (рис.7.8, *г-д*), а на периферії зразка формуються чітко виражені смуги деформації, що збігаються з напрямком кручення (рис. 7.8, *е*), подрібнення зерен посилюється. Наявність кальцію в складі сталі 01ЮТ(Са) призводить до формування однорідної структури по всьому радіусу зразка (рис. 7.8, *ж-і*), що свідчить про рівномірність розподілу деформації. Мікроструктура сталі після КГТ, отримана методом оптичної мікроскопії, кількісному аналізу не піддається.

Процес ПД супроводжується активним кристалографічним ковзанням, неконсервативним рухом дислокацій і кристалографічним двійникуванням. Це призводить до переорієнтації зерен і формування кристалографічної текстури [235-236]. У той же час кручення під гідростатичним тиском характеризується неоднорідною деформацією уздовж радіуса заготовок у формі дисків. У зв'язку з цим актуальним є вивчення еволюції кристалографічної текстури та її однорідності в ході ПД крученням під гідростатичним тиском.

Визначено значення істинного ступеня деформації при крученні, а також величини зсувної деформації в залежності від кількості обертів, (рис. 7.9, *а, б*) і кута повороту (рис. 7.9, *в, г*). Встановлено, що значення істинної (ϵ) і зсувної (γ) ступенів деформації низько- та ультранизьковуглецевих сталей при КГТ залежить від радіусу зразка.

По мірі віддалення від центру до периферії значення істинної і зсувної ступенів деформації зростає, ця залежність спостерігається для розрахунків згідно з обома формулами. В процесі КГТ при $N = 2$ значення ϵ і γ зростають від $\epsilon = 2,89$, $\gamma = 31,40$ (центральна частина зразка) до $\epsilon = 4,95$, $\gamma = 141,30$ (периферія зразка), при $N = 5$ значення ϵ і γ зростають від $\epsilon = 4,36$, $\gamma = 78,50$ (центральна частина зразка) до $\epsilon = 5,87$, $\gamma = 353,25$ (периферія зразка).

При $\phi = 12,56$ значення ϵ і γ зростають від $\epsilon = 4,08$, $\gamma = 59,33$ (центральна частина зразка) до $\epsilon = 5,59$, $\gamma = 266,96$ (периферія зразка). При збільшенні кута повороту при КГТ до $\phi = 31,4$ ϵ і γ зростають від $\epsilon = 4,95$, $\gamma = 141,75$ (центральна частина зразка) до $\epsilon = 6,46$, $\gamma = 637,88$ (периферія зразка).



Центр

Середина

Периферія

Рис. 7.8. Мікроструктура поверхні гарячекатаних зразків сталей після КГТ: *а, б, в* – 01ЮТА; *г, д, е* – 01ЮТ; *ж, з, и* – 01ЮТ(Са), $\times 200$

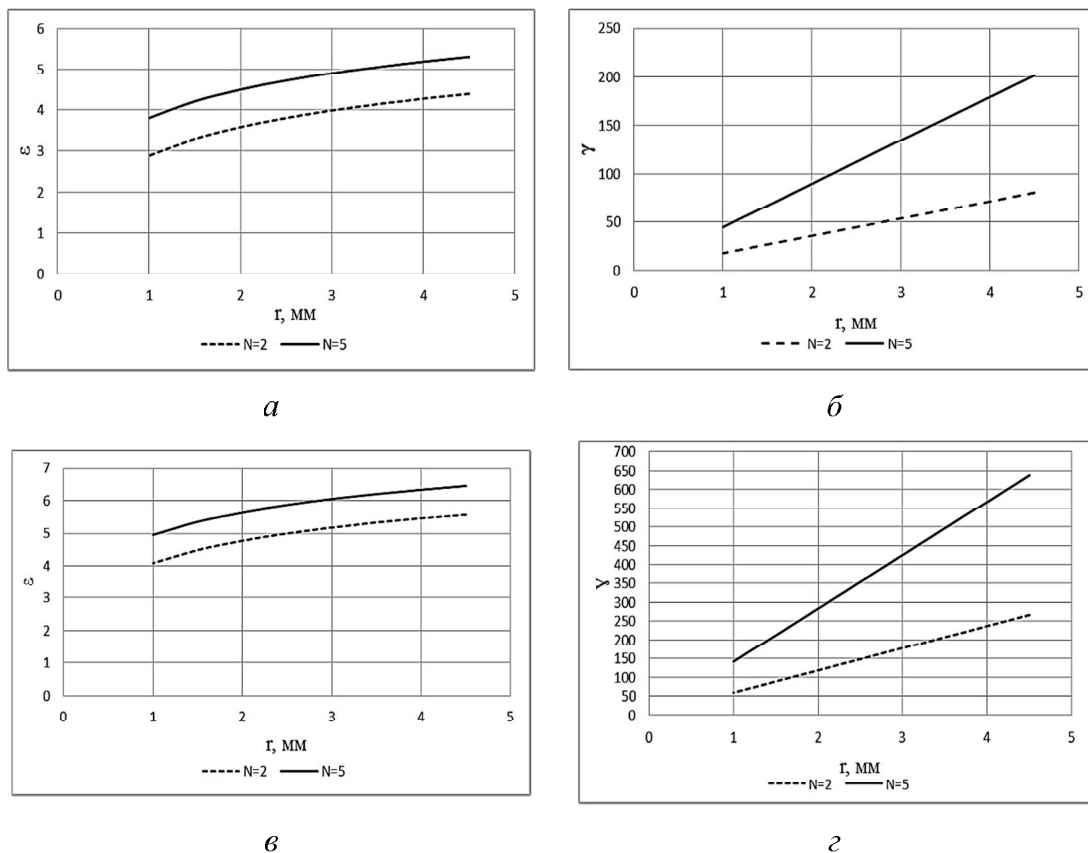


Рис. 7.9. Розподіл істинної і зсувної деформації уздовж радіуса зразка для низько- та ультранизьковуглецевих сталей при КГТ:

а, б – залежно від кількості обертів; *в, г* – залежно від кута повороту

Причиною локалізації деформації за загальноприйнятими уявленнями є втрата стійкості пластичної течії, що виникає в результаті ефекту термічного знеміцнення.

Важлива інформація про еволюцію параметрів тонкої структури в процесі ПД також може бути отримана методом рентгеноструктурного аналізу (РСА). Цей метод дозволяє отримувати статистично надійну інформацію про параметр решітки, розмір кристалітів (областей когерентного розсіювання - ОКР), пружних мікронапружень (напруження 2-го роду) кристалічної решітки, статичних і динамічних атомних зсувів (напруження 3-го роду), фазовий склад, кристалографічну текстуру в ПД металах [237-240].

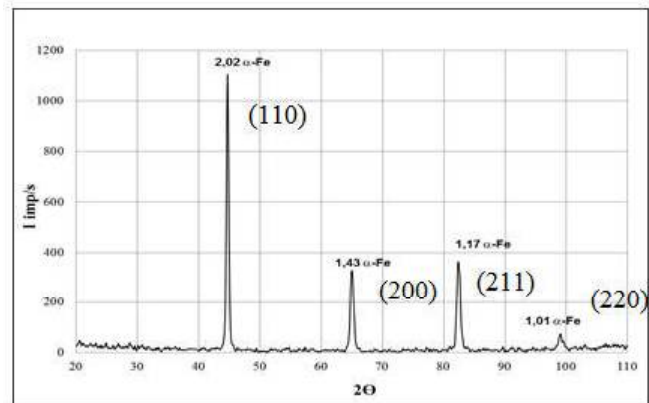
Дифрактограми сталей 08пс, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) у вихідному гарячекатаному стані і після різних режимів КГТ наведені на рис. 7.10-7.12.

Аналіз рентгенограм досліджених сталей, які піддавали крутінню, свідчить про те, що ці деформаційні обробки не призводять до зміни фазового складу сталі у порівнянні з вихідним гарячекатаним станом.

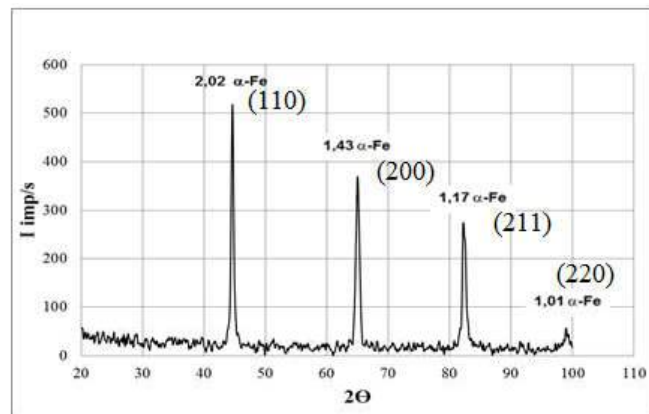
В результаті КГТ сталі 08пс при $P=310 \text{ кг/см}^2$, $N=3$, у порівнянні з вихідним, гарячекатаним станом (рис. 7.11, а), спостерігається невелике зменшення інтенсивності рентгенівського максимуму від площини (110) α -Fe на дифрактограмі (рис. 7.11, б). Надалі деформація сталі 08пс методом КГТ (рис. 3.11, в) при $P = 310 \text{ кг/см}^2$, $N=5$ не призводить до зменшення інтенсивності максимуму (110) α -Fe. При цьому спостерігається розширення у вигляді невеликої асиметрії і зміна профілю лінії (220). Видимих змін в інтенсивності максимумів (110) не спостерігається на дифрактограмах сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са) після інтенсивної пластичної деформації. Однак, слід звернути увагу на інтенсивність максимуму рентгенівської лінії (200) після КГТ. Зменшення інтенсивності його в порівнянні з вихідним гарячекатаним станом в 3 рази свідчить про виникнення текстури при КГТ: в результаті площина з найбільшою ретикулярною щільністю (110) паралельна площині кручення при КГТ для всіх видів досліджуваних сталей.

Встановлено, що при ПД крученням сталей відбувається зміна виду рентгенограм, що отримало відображення в зміні форми профілів рентгенівських піків, а також у збільшенні інтегральної інтенсивності дифузійного фону розсіювання рентгенівських променів. Залежність особливостей розподілу інтенсивності на дифрактограмах від щільності дислокаційної структури наведена в досить великій кількості літератури з кінематичного наближення статистичної теорії розсіювання рентгенівських променів деформованими кристалами [241, 242].

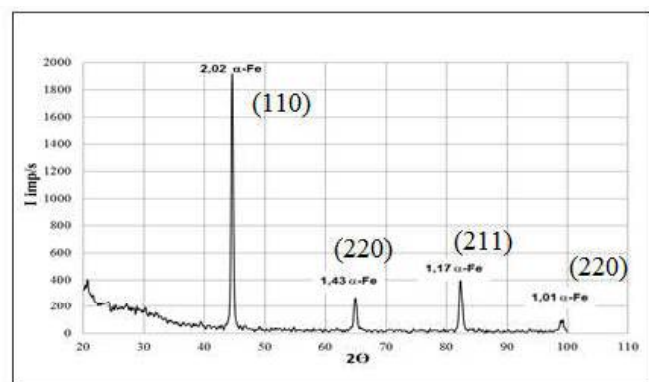
Для визначення розміру кристалітів (величини блоків або ОКР) і пружних мікронапружень тонкої структури кристалічної решітки в металевих матеріалах використовують різні методи аналізу фізичного профілю рентгенівських піків, найчастіше метод апроксимацій [242].



а

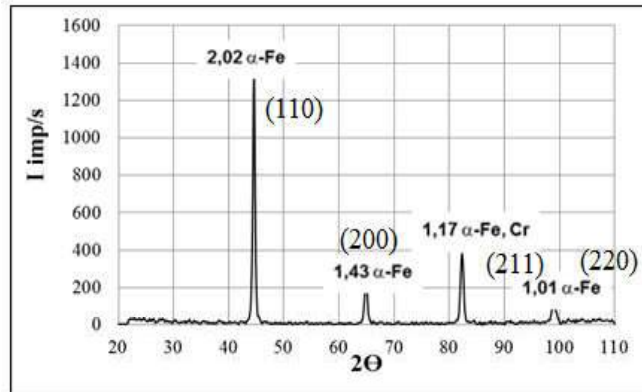


б

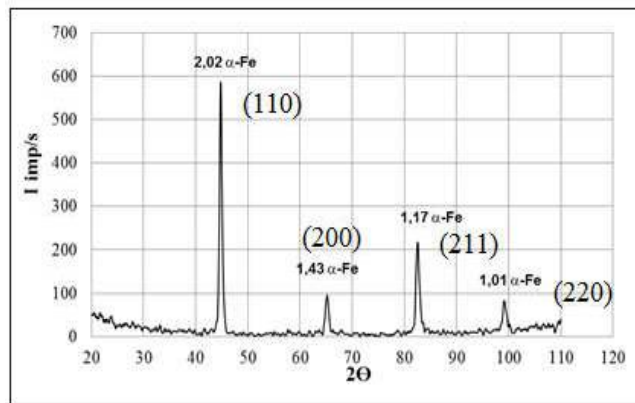


в

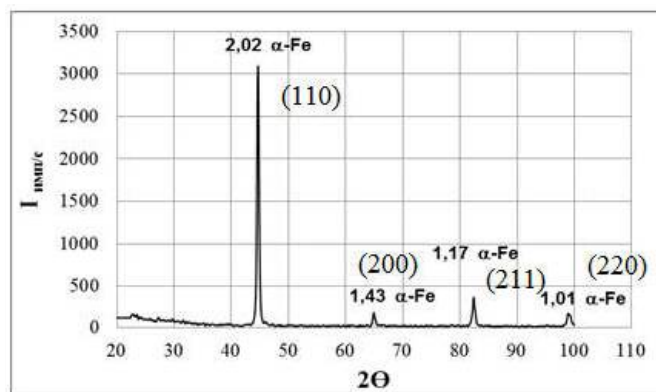
Рис. 7.10. Дифрактограми зразків гарячекатаної сталі 08пс:
а – гарячекатаний стан; б – після КГТ (N = 3); в – після КГТ (N = 5)



а

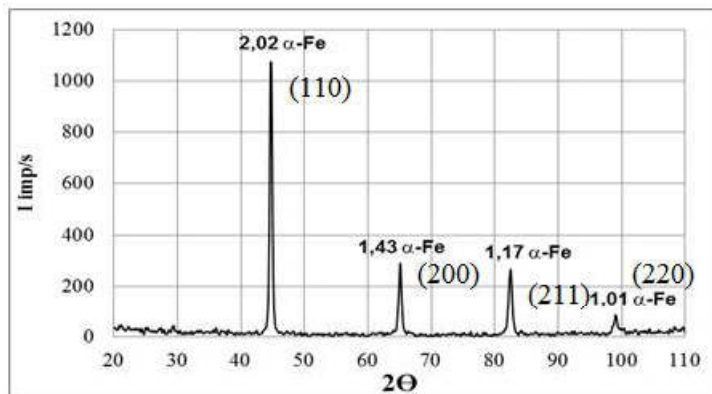


б

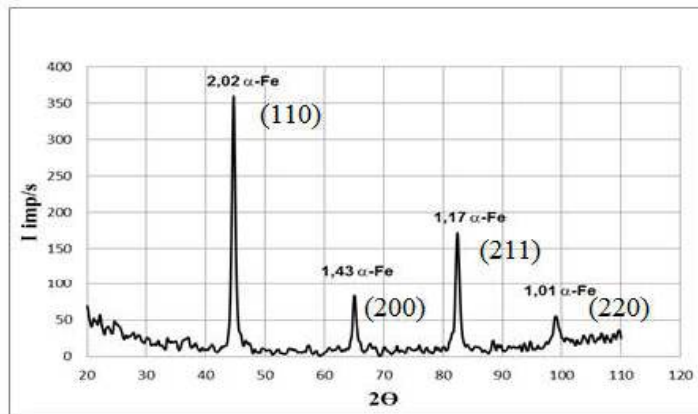


в

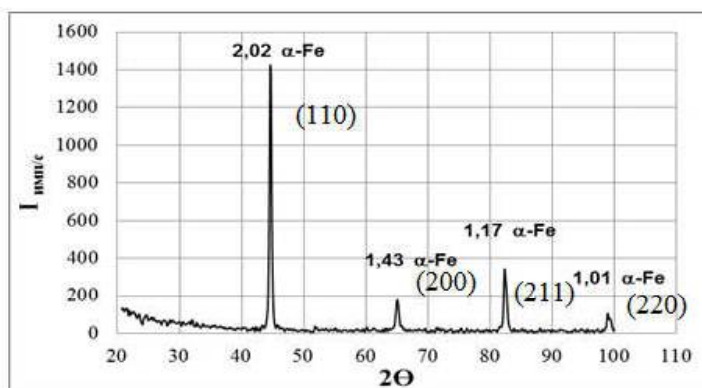
Рис. 7.11. Дифрактограми зразків гарячекатаної сталі 01ЮТ:
а – гарячекатаний стан; б – після КГТ (N = 3); в – після КГТ (N = 5)



a



б



в

Рис. 7.12. Дифрактограми зразків гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са):
a – гарячекатаний стан; *б* – після КГТ ($N = 3$); *в* – після КГТ ($N = 5$)

Розширення ліній в цьому методі обумовлено наявністю зазначених факторів. Якщо прийняти до уваги, що на малих кутах розсіювання рентгенівських променів розширення викликано виключно блоками (ОКР), а на малих – виключно мікронапруженнями, то вони можуть бути оцінені за такими формулами [243]:

для величини блоків:

$$D_{HKL} = \frac{0,94\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (7.1)$$

для мікронапружень:

$$\Delta a/a = \frac{\beta}{4\operatorname{tg}\theta} \quad (7.2)$$

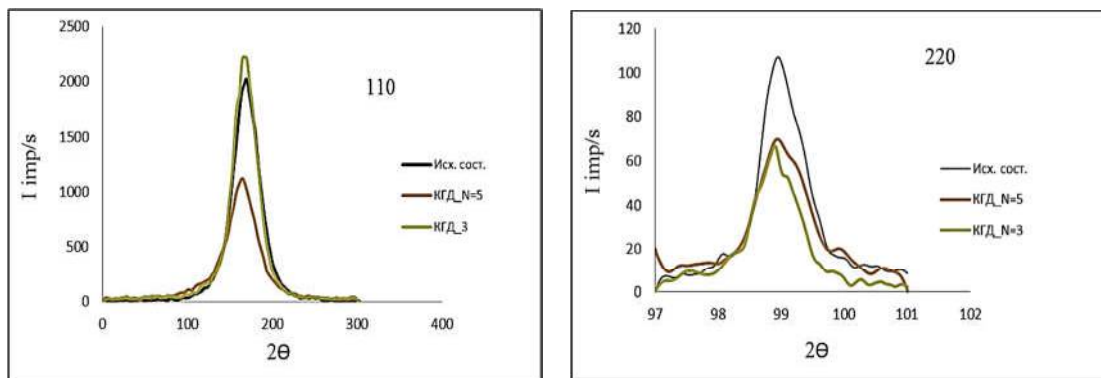
де:

λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання;

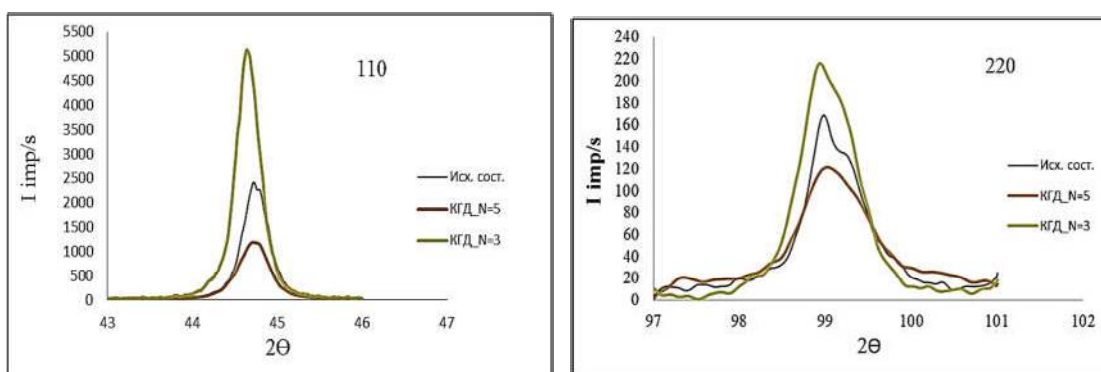
β – розширення лінії;

θ – кут відбиття від площини.

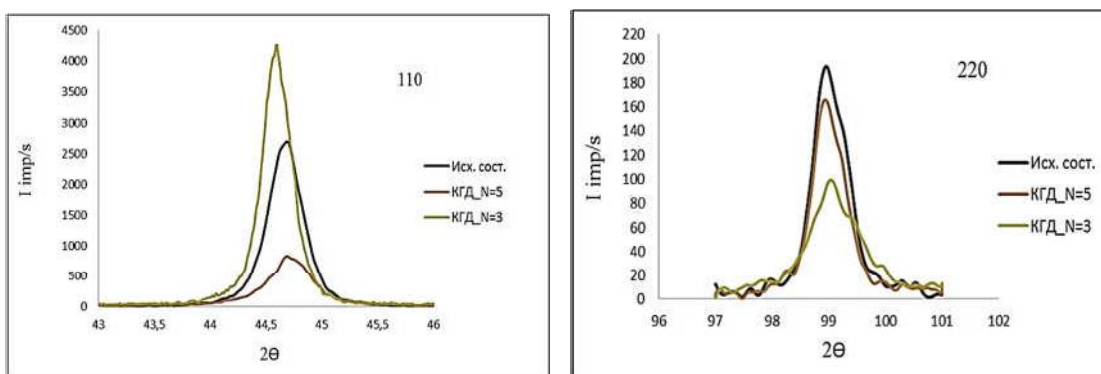
На рис. 7.13 показані профілі рентгенівських піків в площинах (110) і (220) для низько- і ультранизьковуглецевих сталей після КГТ. Аналіз профілів рентгенівських піків (110) і (220) для сталей 08пс (рис. 7.13, а), 01ЮТ (рис. 7.13, б), 01ЮТ(Са) (рис. 7.13, в) показав аналогічну зміну їх розширення. Сталь 08пс характеризується незначним розширенням піку (110), а також зміною інтенсивності випромінювання після КГТ. При досягненні максимальних значень ступенів деформації $e = 5,3$, $e = 215,9$ спостерігається максимальне розширення профілів піків (110) і (220) (рис. 7.13, а). Аналогічна картина спостерігається і для профілів рентгенівських піків (110) і (220) – сталей 01ЮТ (рис. 7.13, б) і 01ЮТ(Са) (рис. 7.13, в). Максимальне розширення піків відповідає великим значенням ступеням деформації досягнутим в результаті КГТ при режимах $P = 310 \text{ кг/см}^2$, $N=5$ для сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са), причому для сталі 01ЮТ(Са) ступінь розширення в порівнянні зі сталлю 01ЮТ менше в 1,3 рази.



а



б



в

Рис. 7.13. Профілі рентгенівських піків 110 та 220 α -Fe у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ сталей:

а – 08пс; б – 01ЮТ; в – 01ЮТ(Са)

Профілі рентгенівських піків (220) для досліджуваної сталі 08пс (рис. 7.13, а) характеризуються істотним інтегральним розширенням, що є характерним для матеріалів після ПД. Для сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са) зберігається подібна залежність з максимальним розширенням для $N = 5$ (рис. 7.13, б, в).

Ступінь розширення оцінюється, як правило, за допомогою відношення інтегральної інтенсивності рентгенівського піку до його висоти (інтегральна ширина). Розширення рентгенівських піків є достатнім для оцінки величини кристалітів при розмірах останніх менше 100 нм [243].

Значення ступеня розширення профілів рентгенівських піків (220) в залежності від обробки низько- і ультранизьковуглецевих сталей представлені на рис. 7.14. Зміна ступеня розширення носить однаковий характер, як для низько- так і для ультранизьковуглецевих сталей. Згідно з розрахунковими даними показник розширення піку зростає при збільшенні кількості обертів при КГТ, а відповідно і при збільшенні ступеня деформації.

Максимальні інтегральні розширення піку (220), а значить і величини мікронапружень ($\Delta a/a$) спостерігаються при $N=5$ і складають в радіанах: $\beta = 6,5 \cdot 10^{-3}$ для сталі 08пс, а для сталей 01ЮТ і 01ЮТ(Са) – $\beta = 7 \cdot 10^{-3}$, $\beta = 7,6 \cdot 10^{-3}$ відповідно.

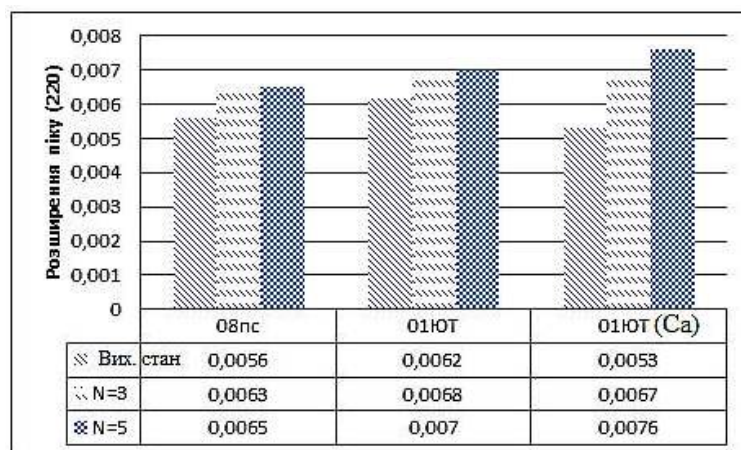
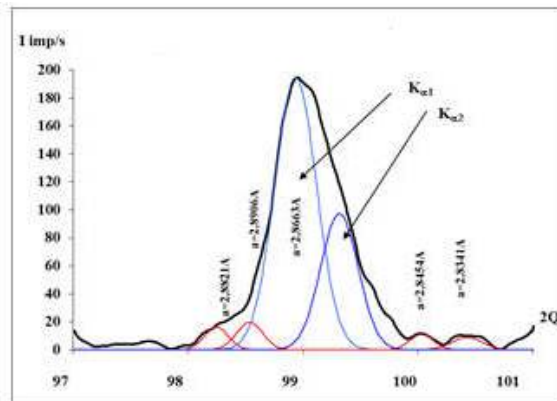


Рис. 7.14. Вплив режиму обробки на розширення піку (220) низько- і ультранизьковуглецевих сталей у гарячекатаному стані та після наступної деформації методом КГТ

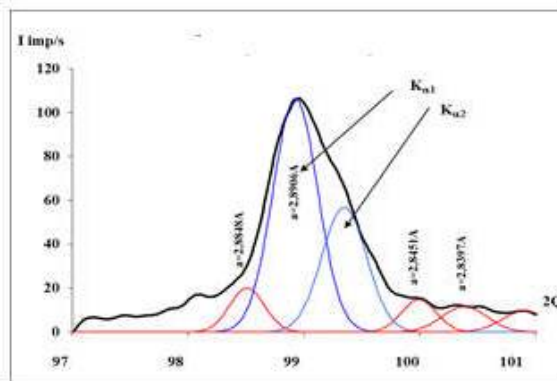
Сталь 08пс характеризується збільшенням в 1,16 раз ширини піку (220) в порівнянні з вихідним гарячекатаним станом. ПД методом КГТ сталі 01ЮТ при $N=5$ приводить до розширення в 1,14 разів у порівнянні з вихідним гарячекатаним станом. Деформація сталі 01ЮТ(Са) супроводжується розширенням піку (220) в процесі КГТ в 1,4 рази [159]. Ефект розширення рентгенівських ліній виникає також при розсіянні рентгенівських променів в полікристалічних тілах, що мають області когерентного розсіювання (ОКР) менше 1 мкм. Такий розмір ОКР виникає при наступних обставинах:

- при пластичній деформації полікристалічного тіла, в результаті якої виникають мікронапруження, які викликають подрібнення кристалів;
- при розпаді пересиченого твердого розчину;
- при фазовій перекристалізації [155].

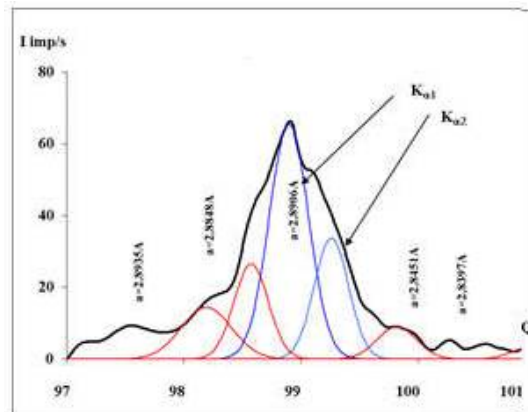
Аналіз форми дифракційних ліній проводили з використанням методу найменших квадратів і виділенням фізичних розширень ліній методом апроксимацій профілю ліній Гауссіаном (рис. 7.15-7.17) [155]. В результаті апроксимацій і виділення ліній зліва і праворуч від дублетів $K_{\alpha 1}$ і $K_{\alpha 2}$ (характеристик монохроматизованого випромінювання) отримано набір параметрів решітки, які більше або менше істинних значень. Наявність подібного роду змін параметрів решітки можуть свідчити про наявність твердих розчинів заміщення і впровадження, адже досліджувані сталі леговані елементами, які сприяють їх утворенню (Al, Cu, Ti, Mn, Cr, Ni, N, C). Параметр кристалічної решітки в наноструктурних матеріалах, як і у випадку традиційних досліджень, розраховують, виходячи з положень центрів тяжіння рентгенівських піків. Розширення і пов'язане з цим, адже можливе накладення хвостів рентгенівських піків, а також підвищений рівень фону на рентгенограмах наноструктурних матеріалів можуть дещо збільшити похибку отриманих результатів у порівнянні з крупнокристалічними матеріалами на 0,004% [155]. Легуючі елементи мають різний вплив на параметр решітки α -Fe: в залежності від вмісту того чи іншого елемента, параметр решітки α -Fe може, як збільшуватися, так і зменшуватися.



a

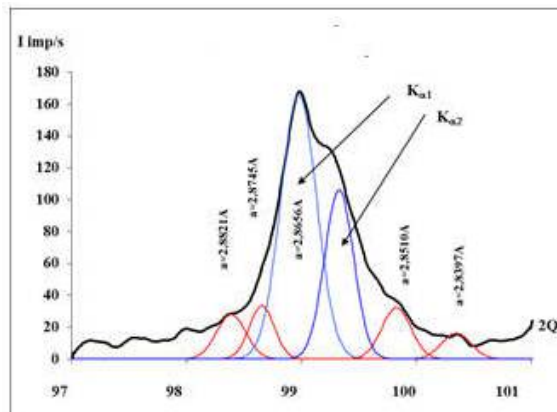


б

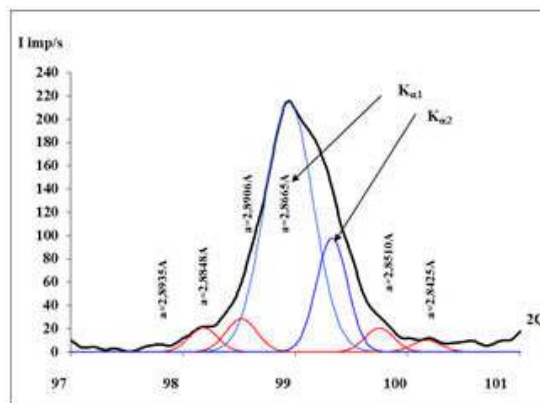


в

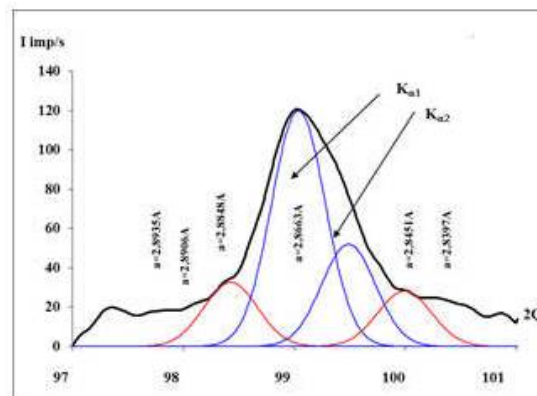
Рис. 7.15. Модельні криві профілю лінії (220) сталі 08пс:
a – гарячекатаний стан, *б* – після КТТ ($N = 3$), *в* – після КТТ ($N = 5$)



a

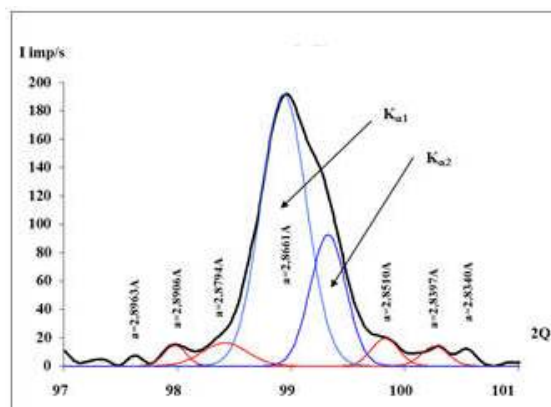


б

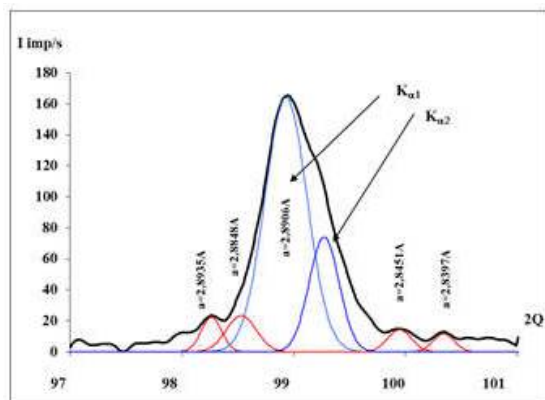


в

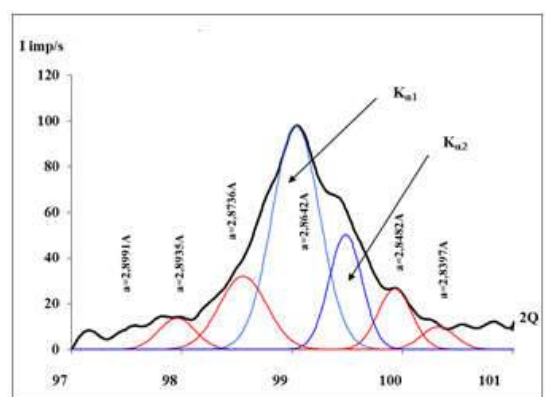
Рис. 7.16. Модельні криві профілю лінії (220) сталі 01ЮТ:
a – гарячекатаний стан, *б* – після КГТ ($N = 3$), *в* – після КГТ ($N = 5$)



a



б



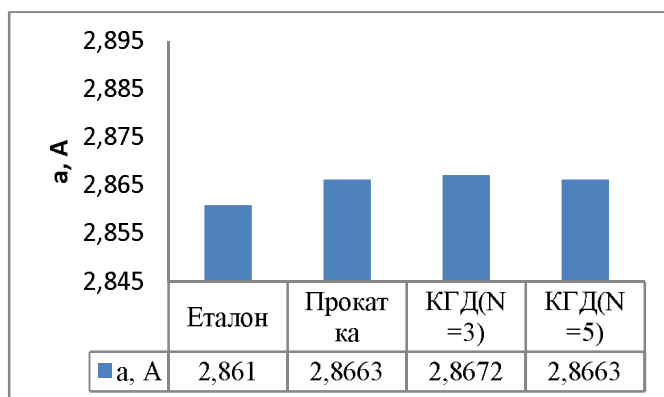
в

Рис. 7.17. Модельні криві профілю лінії (220) сталі 01ЮТ(Ca):
a – гарячекатаний стан, *б* – після КГТ ($N = 3$), *в* – після КГТ ($N = 5$)

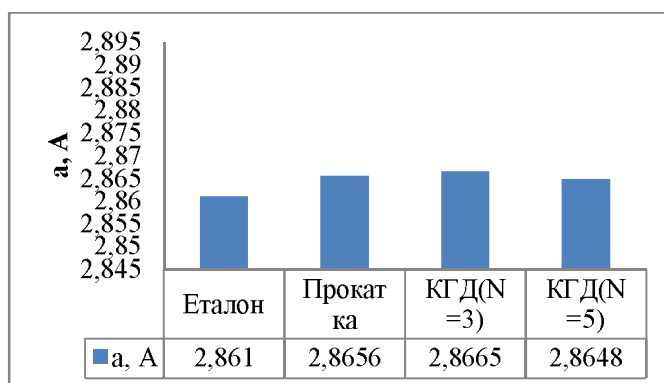
Аналіз рис. 7.15-7.17 показав, що в сталях 08пс, 01ЮТ і 01ЮТ(Са) спостерігаються незначні зміни параметра решітки. Легуючі елементи, що розчиняються в α -Fe, змінюють параметр решітки тим більшою мірою, чим більше розрізняються атомні розміри Fe ($1,27\text{\AA}$) і легуючого елемента: легуючі елементи з меншим радіусом, ніж у Fe, зменшують параметр решітки, а з більшим – збільшують (крім Ni) [155].

Таким чином, в результаті КГТ при кімнатній температурі відбувається дифузія елементів, що сприяє перерозподілу елементів і формуванню твердих розчинів заміщення, збагачених Al, Ca, Cr, Mn, що призводить до збільшення параметру решітки, та твердих розчинів впровадження, що містять N і C, внаслідок чого, відбувається зменшення параметра решітки α -Fe.

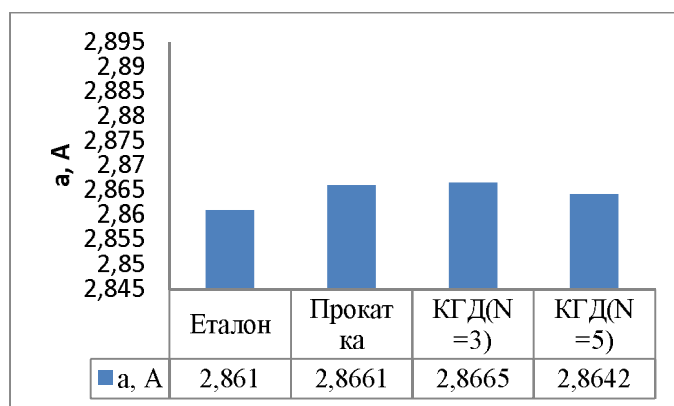
На рис. 7.18 наведені значення параметрів решітки зразків еталона (α -Fe), гарячедеформованого стану і після КГТ при N=3, N=5. Параметр решітки всіх досліджуваних зразків сталей після різних обробок дещо змінюється в порівнянні з вихідним гарячекатаним станом. Сталь 08пс в гарячекатаному стані характеризується підвищеним значенням параметра решітки $a = 2,8663\text{\AA}$, при подальшій деформації методом КГТ параметр решітки збільшується і становить $a = 2,8906\text{\AA}$ (при N=3) і $a = 2,8906\text{\AA}$ (при N=5). Імовірно, збільшення значення параметра решітки при КГТ сталі 08пс пов'язано з дифузією атомів в ґратку α -Fe. Параметри решітки сталі 01ЮТ, як під час прокатки, так і при КГТ практично не відрізняються: при прокатці $a = 2,8656\text{\AA}$, при КГТ $a = 2,8665\text{\AA}$ (N=3), $a = 2,8663\text{\AA}$ (N=5). Наявність Ca ($r_{Ca} = 1,9\text{\AA}$) в складі сталі 01ЮТ(Са) призводить до утворення твердого розчину заміщення: який утворився в результаті перерозподілу легуючих елементів при КГТ (N=3). Кальцій є елементом заміщення для α -Fe, наявність якого, призводить до збільшення значення параметра решітки, в гарячекатаному стані. При КГТ (N=5) спостерігається зменшення параметра решітки, ймовірно пов'язане з виходом Ca з решітки, таким чином, сталь 01ЮТ(Са) характеризується формуванням однорідного твердого розчину, про що свідчить незначна відмінність параметра решітки від еталонного значення (рис. 7.18).



a



б



в

Рис. 7.18. Вплив КГТ на значення параметра решітки α -Fe в низько- і ультранизьковуглецевих сталях: *a* – сталь 08пс; *б* – сталь 01ЮТ; *в* – сталь 01ЮТ(Са)

РСА є методом, що дає важливу інформацію про дефектність структури нанокристалів. У той же час слід зазначити, що в силу специфіки формування наноструктур питання про можливість застосування традиційних методик і інтерпретації отриманих результатів вимагає спеціального розгляду. В табл. 7.2 відображені дані рентгеноструктурного аналізу гарячекатаної низьковуглецевої сталі 08пс після додаткової пластичної деформації методом кручення під гідростатичним тиском при кімнатній температурі. Аналіз табл. 7.2 показав, що при збільшенні кількості обертів, а відповідно і ступенів істинної та зсувної деформації, в сталі 08пс відбувається збільшення значень мікронапружень від $M = 1,22 \cdot 10^{-3} \text{Н/м}^2$ (вихідний гарячекатаний стан) до $M = 1,35 \cdot 10^{-3} \text{Н/м}^2$ (КГТ, N=5).

Таблиця 7.2

Дані рентгеноструктурного аналізу досліджуваної сталі 08пс після різних режимів КГТ

d , мм	S_0 , мм	N	P , кг/см ²	L_{110} , нм	L_{220} , нм	L , нм	M , $\times 10^{-3}$ Н/м ²	D_{110} , $\times 10^{10}$ см ⁻²	D_{220} , $\times 10^{10}$ см ⁻²
Вихідний стан				91,1	61,6	31,4	1,22	5,62	22,4
9,0	0,7	3	100	97,7	59,4	33,7	1,39	4,86	31,0
		5	310	75,5	51,8	20,3	1,35	13,45	41,1

Примітка: d – діаметр зразка, S_0 – товщина зразка, L – розмір кристалітів в напрямку, нормальному до площини (110), M – мікронапруження, D – щільність дислокацій, N – кількість обертів при КГТ

Значення мікронапружень при КГТ (N=5) в 1,14 рази вище, ніж у вихідному стані. Щільність дислокацій сталі 08пс в результаті ПД методом КГТ, природно, зростає при збільшенні кількості обертів N, що свідчить про формування коміркової субструктури, що добре корелює з результатами електронної мікроскопії [244].

Нанокристалічна структура після ППД характеризується високою щільністю зернограничної поверхні і нерівноважними границями зерен з високою щільністю зернограничних дислокацій і полями напружень біля границь.

Найважливішим моментом при структурній атестації наноматеріалів є достовірне визначення розмірів кристалітів. Особливе місце відводиться методу РСА, що дає статистично усереднену інформацію. Режим КГТ при $P = 310 \text{ кгс/мм}^2$ відповідає найбільшим значенням деформацій, що добре узгоджується з результатами електронномікроскопічного аналізу, який виявив наявність нерівноважної, неоднорідної, ультрадрібнокристалічної структури з підвищеною щільністю дислокацій, а також з розрахунками істинної і зсувної деформацій (рис. 7.10). При збільшенні тиску при КГТ від 100 до 310 кгс/мм^2 розмір ОКР зменшується з 31,4 нм до 20 нм [164].

У табл. 7.3 наведені дані РСА зразків сталей 01ЮТ, 01ЮТ(Са), 01ЮТА в вихідному, гарячекатаному стані і після різних режимів КГТ.

За допомогою РСА встановлено вплив КГТ на розмір кристалітів. Деформація УНС при $N=3$, $P = 150 \text{ кгс/см}^2$ призводить в ряді випадків до збільшення розмірів кристалітів, в порівнянні з вихідним гарячекатаним станом. Ймовірно, розмір кристалітів збільшується за рахунок процесів полігонізації, які мають місце при проміжній пластичній деформації. Максимальний тиск при КГТ призводить в подальшому до подрібнення зерна, при якому розмір кристалітів становить вже менше 100 нм для всіх досліджуваних зразків УНС при $P = 300 \text{ кгс/см}^2$, $N = 5$ (табл. 7.3). Щільність дислокацій в зернах фериту сталі 01ЮТ після КГТ при $P = 300 \text{ кгс/см}^2$, $N = 5$ зростає в порівнянні з вихідним станом в 1,5 рази, для сталі 01ЮТ(Са) в 1,3 рази, а для сталі 01ЮТА - площини (110) і (220) – в 1,5 рази. Значення мікронапружень, що розвиваються в УНС після КГТ зростають у порівнянні з вихідним гарячекатаним станом в сталях 01ЮТ і 01ЮТ(Са) відповідно в 1,13 і 1,4 рази. Отримані відмінності, ймовірно, пов'язані з введенням в сталь 01ЮТ(Са) кальцію, що має, в порівнянні з іншими легуючими елементами, найбільший атомний радіус (1,9Å).

Таблиця 7.3

Дані рентгеноструктурного аналізу досліджених УНС в гарячекатаному стані та після різних режимів КГТ

d , мм	S_0 , мм	N	P , кгс/см ²	a , нм	L_{110} , нм	L_{220} , нм	L , нм	M , ×10 ⁻³ Н/м ²	D_{110} , ×10 ¹⁰ см ⁻²	D_{220} , ×10 ¹⁰ см ⁻²
01ЮТ										
Гарячекатаний стан				0,28656	91,3	61,8	245	1,16	9,2	29,4
9	0,7	3	150	0,28665	96,7	63,3	268	1,18	7,7	27,5
		5	300	0,28648	75,7	49,3	238	1,51	9,8	46,2
01ЮТ(Са)										
Гарячекатаний стан				0,28661	90,4	69,3	248	0,91	9,0	23,4
9	0,7	3	150	0,28665	105,8	73,9	315	0,98	5,6	20,2
		5	300	0,28642	73,1	53,2	219	1,26	11,6	39,7
01ЮТА										
Гарячекатаний стан				0,28664	90,9	64,3	118,3	0,90	6,9	27,4
9	0,7	3	150	0,28669	102,4	73,3	132,9	0,92	5,26	20,5
		5	300	0,28639	77,7	49,5	98,0	1,55	10,1	40,6

Примітка: d – діаметр зразка, S_0 – товщина зразка, a – параметр решітки, L – розмір кристалітів, M – мікронапруження, D – щільність дислокацій, N – кількість обертів при КГТ

8 ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ І ТЕКСТУРИ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Електронно-мікроскопічні дослідження тонких фольг зразків сталі 08пс дозволили відслідкувати структурні зміни в процесі комбінованої пластичної деформації. Досліджено тонку структуру як в поверхневих, так і в центральних зонах гарячедеформованої заготовки прокатоної за режимом: $T_{\text{нагр}} = 1000^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{пр}} = 750^{\circ}\text{C}$ (двохфазна аустеніто-феритна температурна область); ступінь деформації 8,0 %, охолодження на повітрі.

На рисунку 8.1 наведено електронно-мікроскопічні зображення тонкої структури серединних (рис. 8.1 *а, б*) і поверхневих (рис. 8.1, *в, г*) зон гарячекатаної листової сталі 08пс. Деформація гарячекатаної сталі 08пс відбувалась при температурах нижньої області міжкритичного інтервалу, тому значна частина об'єму аустеніту вже зазнала $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, тому основною структурною складовою є помірно деформований ферит (рис. 8.1, *а*). На рис. 8.1, *а* спостерігаються окремі дислокації, більшість з них згруповані в полігональні стінки, які відокремлюють комірки, а також є зовсім вільні стінки від дислокацій. Розмір таких комірок в більшості випадків становить 0,5-1,5 мкм, максимум – 5,0 мкм. В полігональних стінках дислокаційна щільність невелика, спостерігаються окремі дислокації, та навіть правильні (з шестигранними чарунками) фрагменти сіток, що свідчить про активні процеси дифузії при температурі деформації. Тому такі дислокаційні сітки є малокутовими, що підтверджується мікродифракційними картинами, на яких рефлекси майже не розщеплені, в окремих випадках вони демонструють розорієнтацію не більше $1,5-2,0^{\circ}$ (рис. 8.1, *б*).

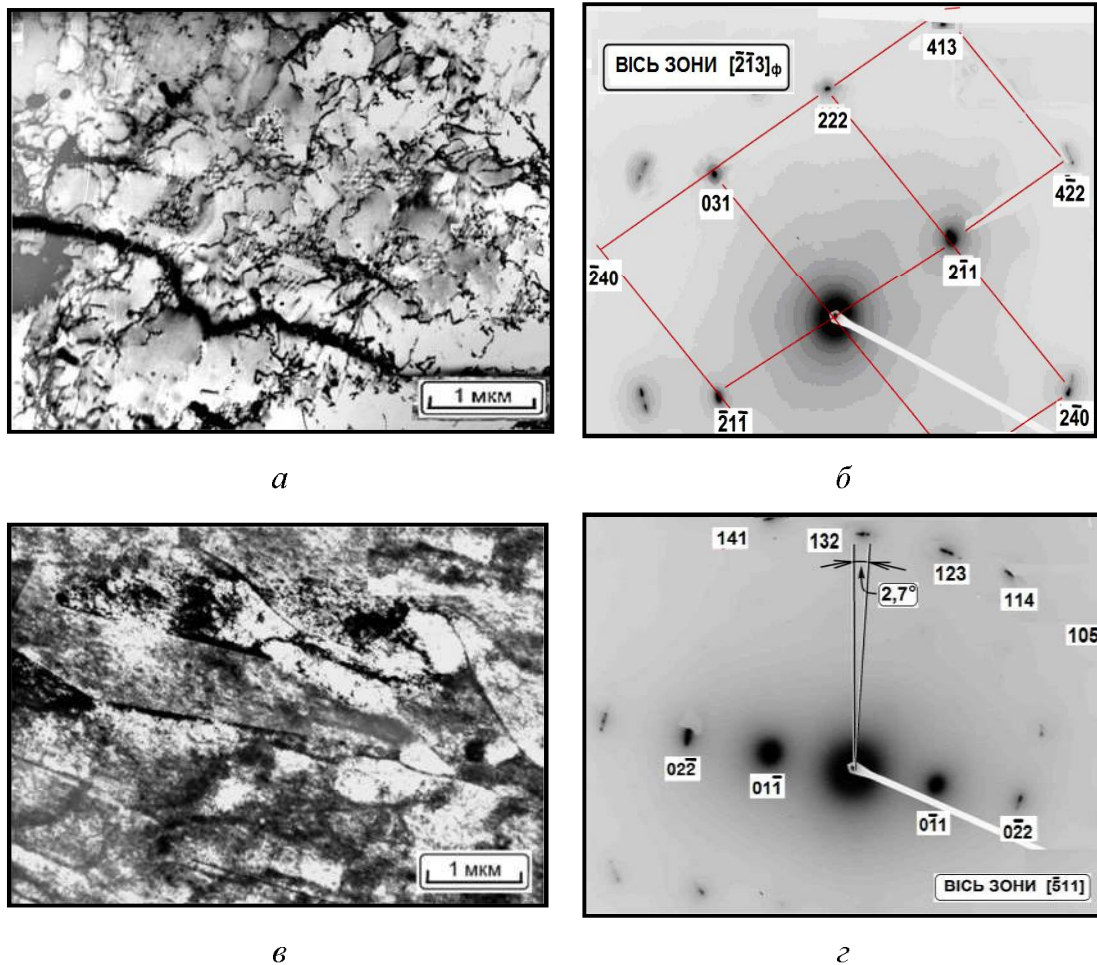


Рис. 8.1. Тонка структура гарячекатаної сталі 08пс

а, б – структура та дифракційна картина поверхневої зони; *в, г* – структура та дифракційна картина центральної зони

Частина аустеніту як в поверхневій, так і центральній частині зразка гарячекатаного листа зі сталі 08пс розпадається при охолодженні по дифузійному механізму з утворенням перлітних колоній, які при електронно-мікроскопічному дослідженні тонких фольг зустрічаються дуже рідко (рис. 8.2, *а*). Рис. 8.2 підтверджує наявність в центральній зоні зразка гарячекатаної сталі 08пс колоній перліту, який має типову пластинчасту морфологію. Взагалі перліт складається із пластин фериту і цементиту, що чергуються, і є важливою структурною складовою вуглецевих сплавів

[165]. В границях однієї колонії всі феритні пластини мають єдину "монокристалну" орієнтацію, а всі цементитні – іншу, що однозначно підтверджує дифракційна картина від центральної частини колонії (рис. 8.2, б).

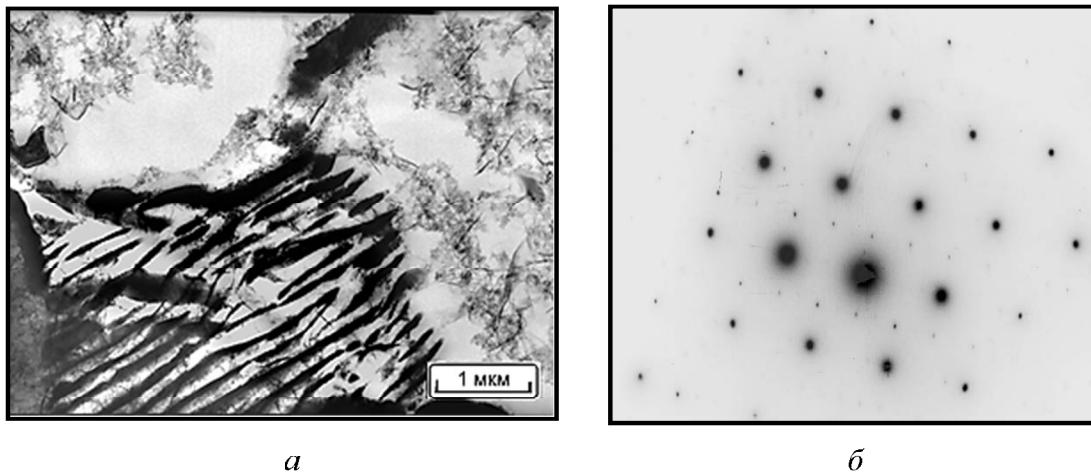


Рис. 8.2. Тонка структура гарячекатаної сталі 08пс.

a – електронно-мікроскопічне зображення перлітної колонії в серединному шарі; *б* – відповідна дифракційна картина

Дисперсність перліту характеризується міжпластинчастою відстанню, яка визначається як сума товщин феритної та цементитної пластин. Зменшення міжпластинчастої відстані супроводжується підвищенням міцності сталі. У сфероїдизованому стані цементит має форму еліпсоїдів чи сфер різного розміру, тому такий перліт є менш крихким [193]. Щодо кристалографії перлітної складової, то в даному випадку її мікродифракційна картина показує наявність між цементитною та феритною решітками орієнтаційного співвідношення Петча [194]. Подібна структура перліту є наслідком того, що він зростає у гарячекатаному аустеніті та частково успадкував його полігональну субструктуру. Слід відзначити, що об'ємна доля перліту в сталі 08пс незначна і його вплив на механічні властивості неістотний, проте, його структурні параметри можуть мати вплив на структурні зміни, які відбуваються при подальшій інтенсивній деформації методом КГТ. Треба також відмітити, що

існування перлітних колоній дозволяє зробити висновок: процес збагачення аустенітної фази вуглецем відбувався поступово і безперервно від 0,08 до 0,8 %.

Інтенсивна пластична деформація гарячекатаної сталі 08пс методом КГТ (при $N=5$, $P=310$ кгс/см²) приводить до формування дрібнокристалічної структури (рис. 8.3). У зв'язку із нерівномірним розподіленням деформації вздовж радіусу зразка, дослідження тонкої структури проводили на середині радіусу (рис. 8.3, а-б) і на периферії (рис. 8.3 д-е).

Про наявність великокутових границь свідчить кільцева електронограма з точковими рефlekсами (рис. 8.3, б). Дифракційна картина, отримана від ділянки, розташованої на середині радіусу зразка, свідчить про наявність текстурованих зерен та їх границь (рис. 8.3, б). Важливою характеристикою при цьому являється кут азимутального розмиття, який залежить від міри кута розорієнтації між кристалічними решітками окремих субзерен на визначеному відрізку зображення структури зразка. Такою мірою служить розмір (діаметр) селекторної діафрагми, який в даному випадку становить 3,5 мкм в масштабі зображення.

Схема виявлення особливостей будови рефлексів, розщеплених на субрефлекси, приведена на рисунку 8.3, в-г. Область, яка виділена прямокутником на рисунку 8.3, б, при 8-кратному збільшенні показана на рисунку 8.3, в, де шляхом контрастування стало можливим підрахувати кількість субрефлексів від полігонів формуючих відображення. В даному випадку кількість субзерен, які потрапляють в діафрагму діаметром 3,5 мкм становить 21 ± 3 субзерна. У зв'язку із локалізацією деформації на периферії зразка на дифракційних картинах азимутальне розмиття рефлексів складає 17-21° (рис. 8.3, г).

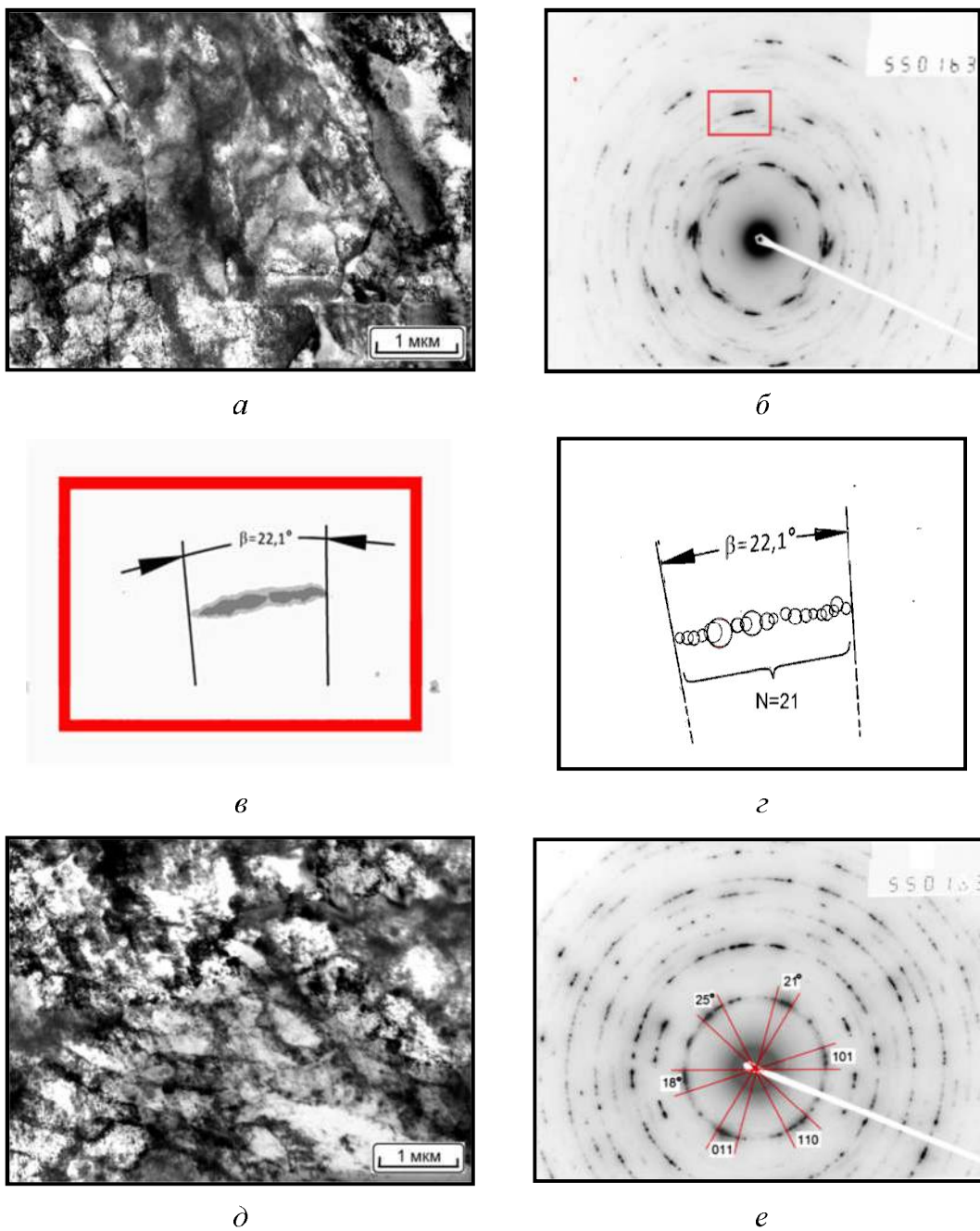


Рис. 8.3. Тонка структура гарячекатаної сталі 08пс після додаткової деформації методом КГТ: *а, б* – структура та дифракційна картина середини радіуса; *в, г* – схема формування рефлексів; *д, е* – структура та дифракційна картина периферії

Це дозволяє зробити висновок, про те, що розмір комірок становить 0,21-1,0 мкм. При цьому кут розорієнтації $\theta_{\text{азим}}$ коливається від 20,5 до 26,1° (рис. 8.3, *в-г*). На периферії азимутальне розмиття рефлексів досить значне, що ускладнює їх вимірювання (рис. 8.3, *е*). У зв'язку з цим, вимірювання цих кутів здійснювали по рефlekсах від площин типу {110}, які відповідають орієнтації первинного пучка електронів вздовж напрямку $\langle 111 \rangle$, що дало можливість вибрати з 6 розмитих рефлексів (рівнозначних максимумів) кут, який характеризує реальні значення ступеня деформації на обраній ділянці. Середнє значення підраховували по 4 мікродифракційних картинах (11 рефлексів) і отримали $\theta_{\text{азим}} = 32,1^\circ$.

Електронно-мікроскопічні дослідження тонких фольг із зразків сталі 01ЮТ(Са) дозволили відслідкувати структурні зміни в процесі випробування режимів деформації. Досліджували тонку структуру як в поверхневих, так і в центральних зонах деформованої заготовки та зразка, прокатаного за режимом: $T_{\text{нагр}} = 1000^\circ\text{C}$; $T_{1\text{пр}} = 970-980^\circ\text{C}$, $T_{2\text{пр}} = 730-740^\circ\text{C}$, ступінь деформації 61,5%, охолодження на повітрі. На рисунку 4.4 наведено фрагменти тонкої структури поверхневої зони гарячекатаної листової сталі 01ЮТ(Са). Подібна субзеренна структура сталі 01ЮТ є досить розповсюдженим явищем в гарячедеформованих сталях (рис. 8.4, *а*), яка виникає в наслідок полігонізації деформованої феритної складової.

Електронно-мікроскопічне дослідження зразків центральної та поверхневої зон свідчить про відсутність в сталі перлітних колоній, а також виділень карбідів як по границях феритних зерен, так і у їх внутрішніх об'ємах. В фериті спостерігається дещо підвищена ($\rho \approx 4,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$) щільність дислокацій (рис. 8.4, *а*), натомість спостерігається підвищена кількість малокутових полігональних границь, оскільки при деформації в міжкритичному інтервалі (740°C) в структурі вже виділилася значна кількість надлишкового фериту. Середній розмір комірок (субзерен) сягає $d_{\text{суб}} = 2,5$ мкм. Одна з таких границь розташована між зернами *A* і *B* на рисунку 4.3, *а*.

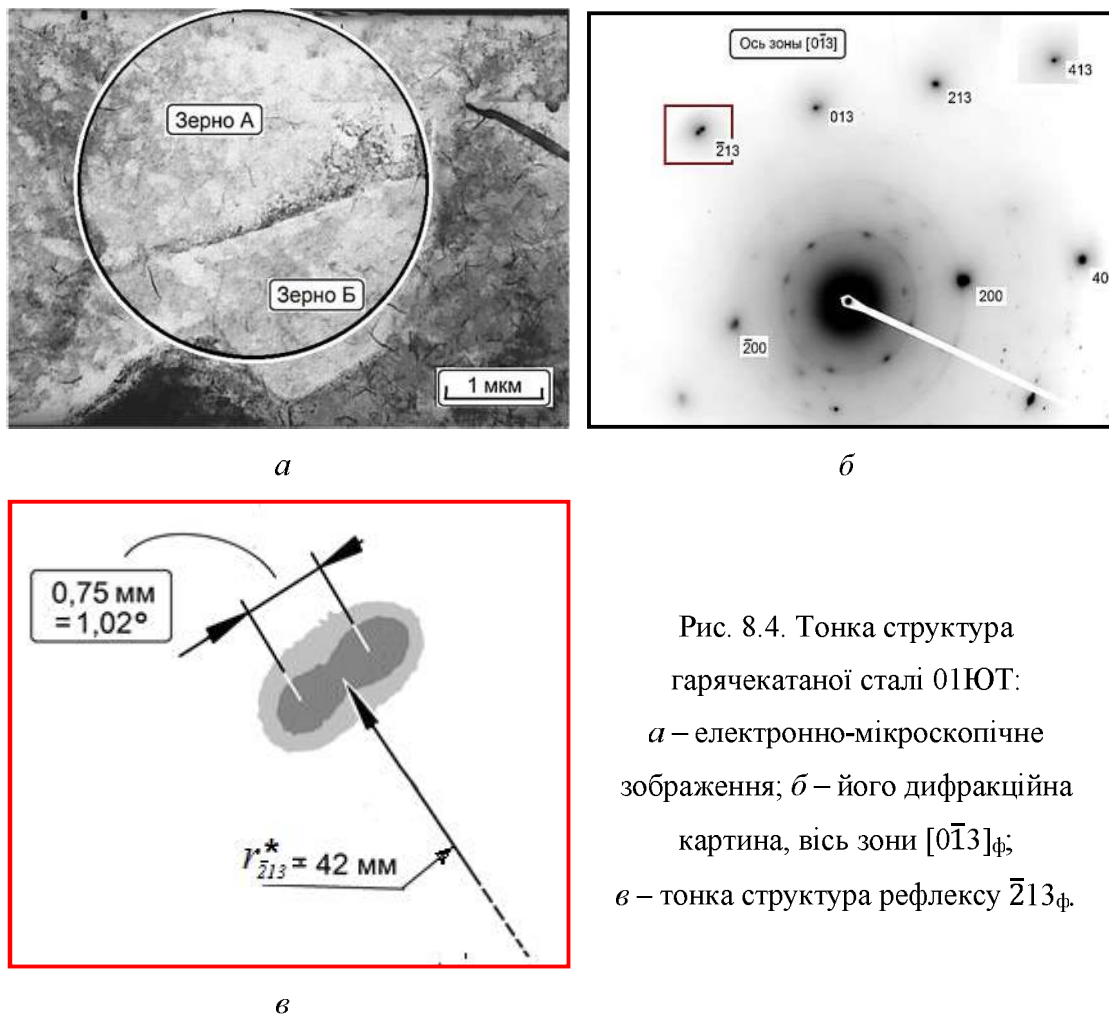


Рис. 8.4. Тонка структура
гарячекатаної сталі 01ЮТ:
а – електронно-мікроскопічне
зображення; *б* – його дифракційна
картина, вісь зони $[0\bar{1}3]_ф$;
в – тонка структура рефлексу $\bar{2}13_ф$.

Дифракційна картина, отримана від ділянки, яка містить околиці границі (рис. 4.3, *б*), тому вона виглядає як монокристална з віссю зони $[0\bar{1}3]_ф$. Якщо більш детально розглянути рефлекси в збільшеному та контрастованому вигляді, відповідно до рис. 8.4, *в*, то стає очевидним, що, границя між субзернами *А* і *Б* має азимутальну компоненту розорієнтації $\theta = 1,02^\circ$, яка відповідає дуговій відстані між рефлексами від субзерен *А* і *Б*. Крім того, безпосередньо самі рефлекси мають форму еліпсів, видовжених вздовж дуги, радіусом зворотної решітки $r_{HKL}^* = 42$ мм, виміряним на збільшеному відбитку зображенні мікродифракційної картини (рис. 8.4, *в*). Це пов'язано з існуванням рівномірно розподілених дислокацій, які не зв'язані в

полігональні або малокутові чи субзеренні границі, хоча вони і вносять свій вклад в підвищення міцності феритної фази.

Електронно-мікроскопічні дослідження тонких фольг зразків гарячекатаної ультранизьковуглецевої сталі 01ЮТ(Са) дозволили прослідити структурні зміни в процесі ПД методом КГТ ($N=5$, $P=310$ кгс/см²). Тонка структура середньої частини радіуса диска-зразка гарячекатаної ультранизьковуглецевої сталі 01ЮТ(Са) після додаткової деформації методом КГТ представлена на рис. 8.5, *а*.

Деформація після гарячої прокатки розподілена безпосередньо вздовж радіуса диска-зразка і ця неоднорідність проявляється і в дислокаційно-комірковій структурі як на знімках тонкої структури, так і на мікродифракційних картинах. Вплив деформації проявляється в зміні розмірів комірок, які характеризуються наявністю азимутально розмитих дифракційних рефлексів мікродифракційних картин (рис. 8.5, *б*).

У зв'язку із локалізацією деформації на периферії зразка на дифракційних картинах азимутальне розмиття рефлексів складає $17-21^\circ$ (рис. 8.5, *в*). В даному випадку слід зазначити, що зображення розщеплення основного рефлексу має центросиметричний характер, що притаманне вихреутворюючій течії металу при наявності мікроділянок обертання, які супроводжуються виникненням ротаційних мод. Розмір мікроосередків з таким ротаційним характером має в діаметрі 2-5 мкм і більше. Можна вважати, що в центральній частині таких циклоноподібних утворень щільність дислокацій дещо менша, ніж на периферії (рис. 8.5, *г*).

Метод дифракції EBSD зондує електронами різні площини кристалів. При цих дослідженнях пред'являються особливо високі вимоги до якості поверхні, тому зразки піддавали електролітичному поліруванню з метою отримання дзеркальної поверхні з високою швидкістю при відсутності спотворень структури в поверхневому шарі.

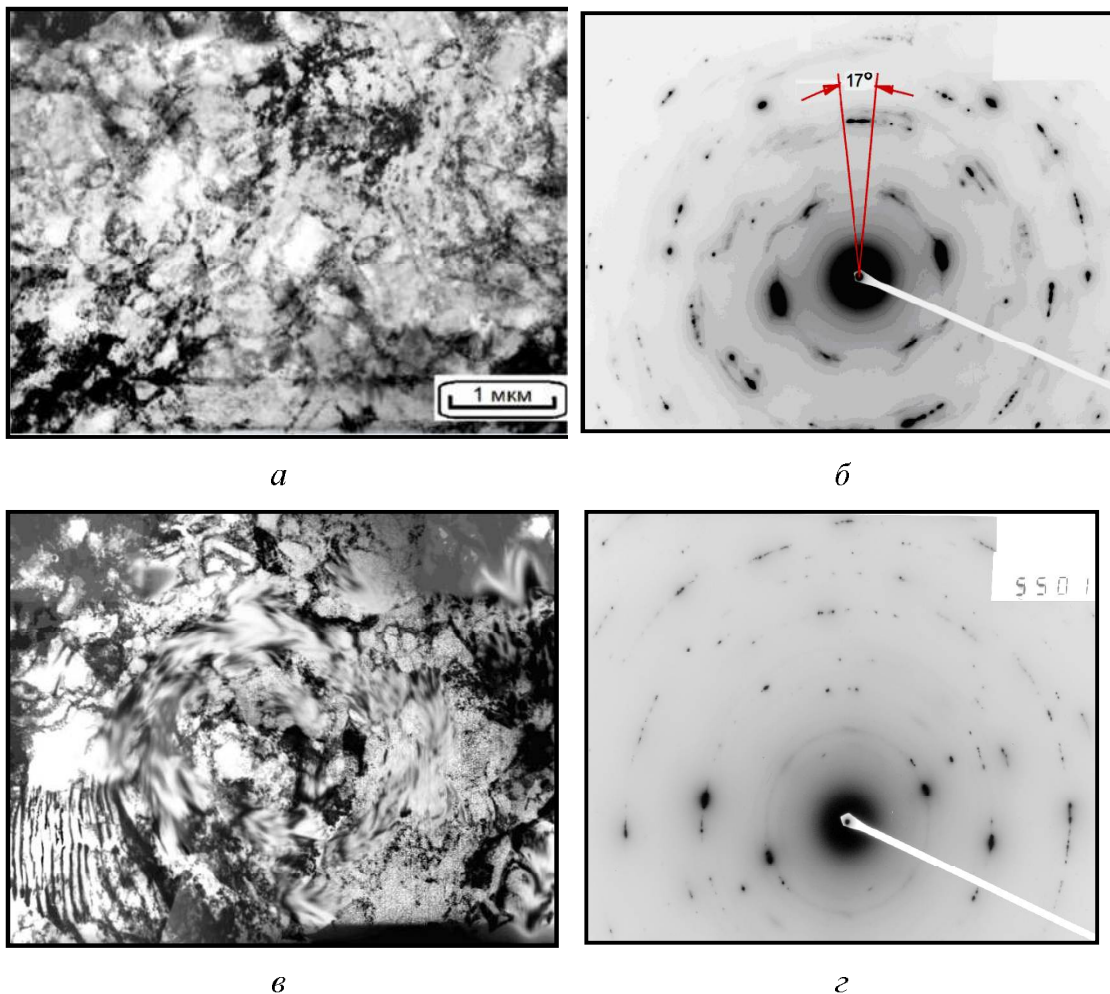


Рис. 8.5. Тонка структура гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са) після додаткової деформації методом КГТ: *а, б* – структура та дифракційна картина середини радіуса зразка; *в, г* – структура та дифракційна картина периферії зразка

Важливо мати детальний опис методів деформаційної обробки, оскільки від «історії» обробки зразків залежить не тільки їх мікроструктура, а й методи підготовки поверхні об'єкта для досліджень EBSD. Відомо, що при підготовці шліфів недеформований і деформований матеріали поведуться по-різному. Від якості підготовки структури залежать результати досліджень EBSD. При використанні

спотвореннями. Деформований матеріал вимагає більш ретельної підготовки на етапі полірування.

Поверхня кожного зразка попередньо вивчена за допомогою оптичного мікроскопа з метою вибору областей для дослідження в поверхневій і центральній зоні зразків.

Розгляд реконструкції структури необхідно почати з побудови карт контрастів Кікучі-картин, так як вони служать для оцінки якості підготовки поверхні досліджуваного об'єкта. Будують їх наступним чином: в кожній точці сканування визначається, наскільки контрастною була Кікучі-картина, і в системі градації відтінків сірого даній точці присвоюється значення від 0 до 256. У разі хорошої якості Кікучі-картини точці присвоюється низьке значення. Якщо ж якість незадовільна (низький контраст не дозволив вирішити завдання індиціювання), тоді точці присвоюється високе значення. Таким чином, отримуємо картину зображення структури у відтінках сірого, де ділянки світліші відповідають високому контрасту Кікучі-картин, а темніші – низькому. Наприклад, якщо неможливо провести індиціювання, то границі зерен будуть відображені чорним кольором. У разі наявності на поверхні зразка подряпин вони візуалізуються лініями з більш високим значенням відтінків сірого. Побудовані карти контрастів нагадують зображення структури, що отримується за допомогою металографічного мікроскопа. Однак в мікроскопі спостерігаємо реальну структуру, а карти контрастів представляють відтворену. Таким чином, за допомогою карт контрастів можна проводити якісні металографічні дослідження і оцінювати якість приготування поверхні досліджуваних зразків.

Карти контрастів центральної і поверхневої зон зразків гарячекатаної сталі 08пс після КГТ показані на рис. 8.6, *а-б*, на яких показана різна морфологія структуроутворення. В центральній зоні зразка структура характеризується формуванням рівновісних зерен (рис. 8.6, *а*), на периферії зразка, у зв'язку із нерівномірним розподіленням деформації при КГТ, спостерігається плинність металу у напрямку деформації (рис. 8.6, *б*).

Для візуалізації орієнтацій структурних елементів (зерен) побудовані карти-орієнтування. Такі карти можна будувати як в просторі кутів Ейлера, так і зворотних полюсних фігур. На рис. 8.6 (в-г) зображені карти орієнтувань для досліджуваної гарячекатаної сталі 08пс після КГТ. Аналіз представлених даних на рис. 8.6 (в-г) показує, наскільки рівномірно розподілені орієнтування в сталі 08пс в залежності від ступеня деформації. Карти розподілу локальних орієнтацій (рис. 8.6, в) показують, що в центральній частині зразка гарячекатаної сталі 08пс більш вираженою є текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен з орієнтуваннями $[111]$, $[001]$ та $[101]$. Переважними орієнтаціями феритних зерен на периферії зразка є $[001]$ з елементами $[111]$ (рис. 8.6, г).

Необхідно відзначити, що дослідження процесів утворення текстур можна проводити у відриві від аналізу загальної зміни структури матеріалу при відповідній обробці. Так, утворення текстур деформації залежить від механізму пластичної деформації. Певні відомості можна отримати в результаті аналізу розподілу переважних орієнтацій матеріалу після спрямованої кристалізації або деформаційної обробки. Зазвичай текстури рекристалізації в металах і сплавах вивчають в основному для того, щоб мати відправну точку зміни текстури при подальших обробках.

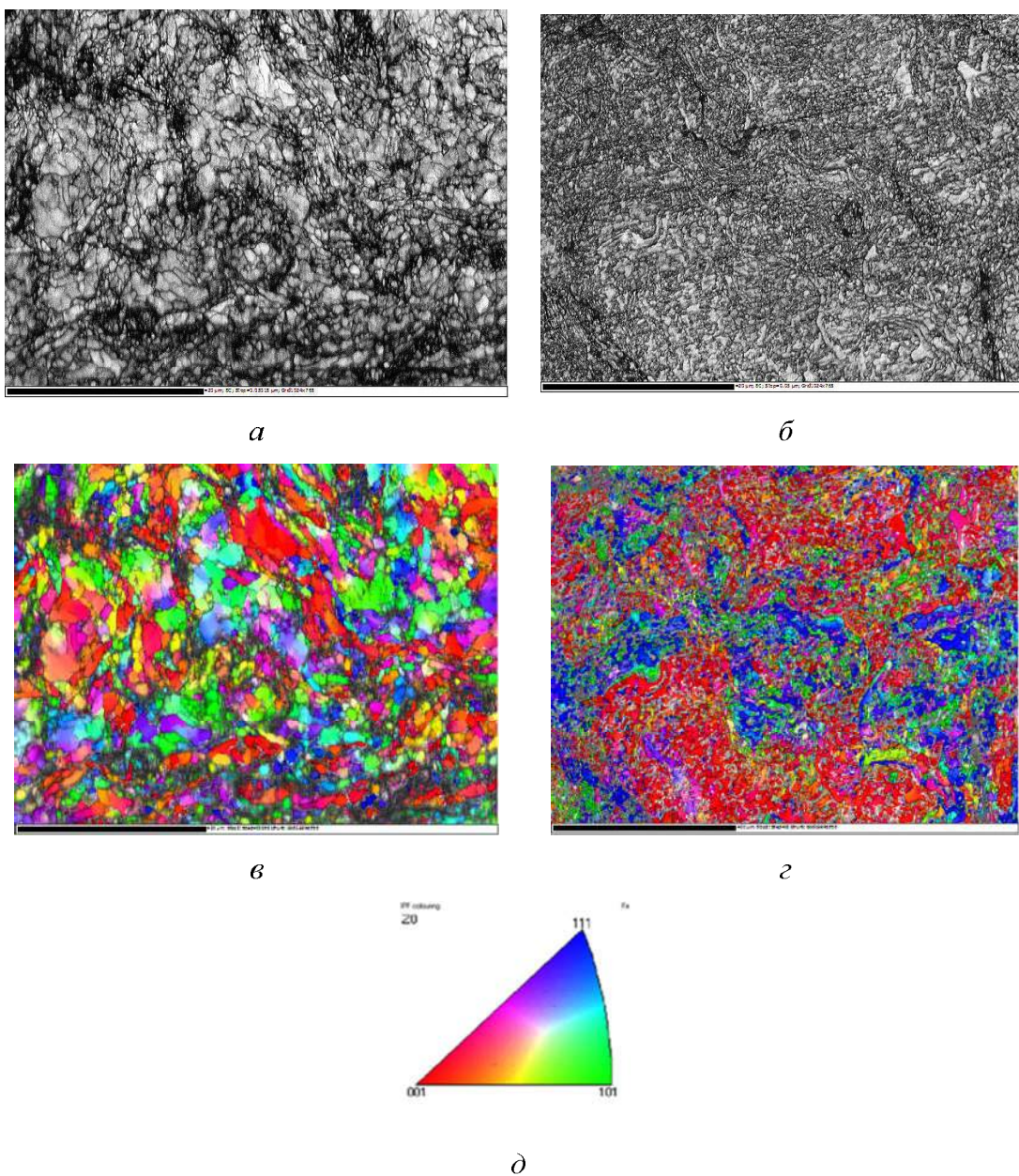


Рис. 8.6. Карты контрастів структури (*a*, *б*) та карти розподілу локальних орієнтацій (*в*, *г*) гарячекатаної сталі 08пс після КГТ; $\times 500$
a, *в* – центральна частина; *б*, *г* – периферія зразка;
д – умовні позначення для карти орієнтації

Однак з розвитком методів ПД виник ряд специфічних завдань, пов'язаних з ідентифікацією динамічно рекристалізованих зерен, які сформувались в процесі деформації.

Текстурований матеріал можна розглядати як проміжний стан між матеріалом з хаотичним розподілом орієнтувань і матеріалом з ідеальними орієнтаціями. Однією з характеристик текстури є розсіювання – відхилення орієнтацій зерен від деякої середньої. Одним із способів визначення текстури є опис її ідеальними орієнтаціями монокристалів з урахуванням розсіювання. На основі даних EBSD-аналізу по скануванню орієнтувань в кожній точці побудовані функції розподілу орієнтацій (ФРО).

Дані про тип текстури та її розсіювання отримали після визначення орієнтування кожного зерна окремо. За відомим орієнтуванням більшого числа зерен побудовані прямі полюсні фігури (ППФ) для площин $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$.

ППФ гарячекатаної низьковуглецевої сталі 08пс після додаткової деформації методом КГТ наведені на рис. 8.7. Якщо прийняти, що в процесі гарячої прокатки виникнення напруження тертя в осередку деформації призводить до формування в поверхневих об'ємах металу певних смуг зсуву, які володіють іншими, ніж внутрішні шари, кристалографічними параметрами [214], то рекристалізаційні процеси будуть розвиватися по іншому.

Розвиток рекристалізації в зазначених об'ємах з, так званою, текстурою Госса $[211] - (110) [001]$, характеризується більш швидким формуванням зародків рекристалізації, ніж в об'ємах з іншими текстурними параметрами та його швидким зростанням. Висока швидкість збільшення феритних зерен в цьому випадку обумовлена механізмом рекристалізації, який засновано на коалесценції зерен.

Характерними текстурними компонентами гарячекатаної сталі 08пс із додатковою ПД методом КГТ є: (100) , (110) , (111) . В центральній зоні зразка яскраво виражена структура Госса, характерна для гарячекатаного стану, що підтверджує наслідування текстури гарячекатаного металу з подальшою холодною ПД методом КГТ.

Автори роботи [212] відзначають, що решітки більшості кристалів Fe_α повернені так, що кристалографічні напрямки ковзання $\langle 111 \rangle$ лежать в площині, паралельній площині прокату. Це підвищує витяжні властивості холоднокатаного листа. Сприяє цьому також форма рекристалізованих зерен фериту: вони витягнуті в напрямку прокатки, тобто відношення двох осей зерна більше одиниці.

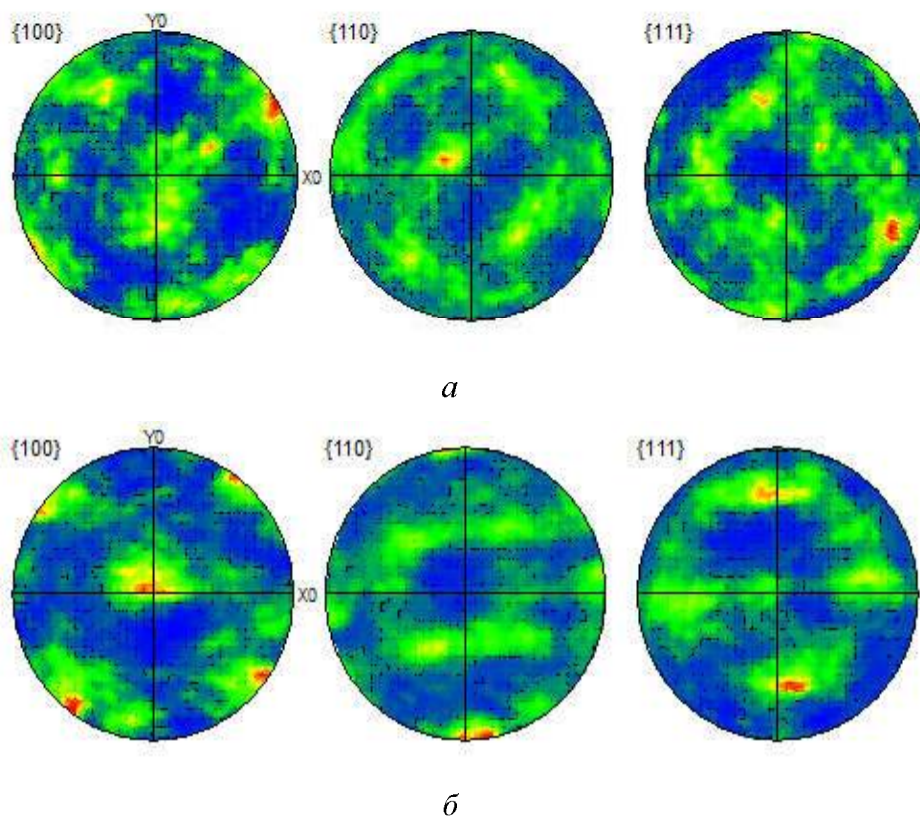


Рис. 8.7. Кількісні ППФ інтенсивності текстури гарячекатаної сталі 08пс після КГТ: *a* – центральна частина, *б* – периферія зразка

Аналіз ЗПФ свідчить про наявність текстурних компонентів (101) та (001), які на периферії зразка мають максимальну інтенсивність у напрямку Y_0 та Z_0 (рис 8.8, *б*).

На рис. 8.9 наведено карти контрастів центральної і поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ(Са), де показана різна морфологія структури досліджуваних матеріалів,

яка залежить від методу обробки. При обробці сталі методом гарячої прокатки формується неоднорідна структура: спостерігаються, як великі так і дрібні зерна, а також витягнуті зерна, поява яких обумовлена особливостями схеми деформації.

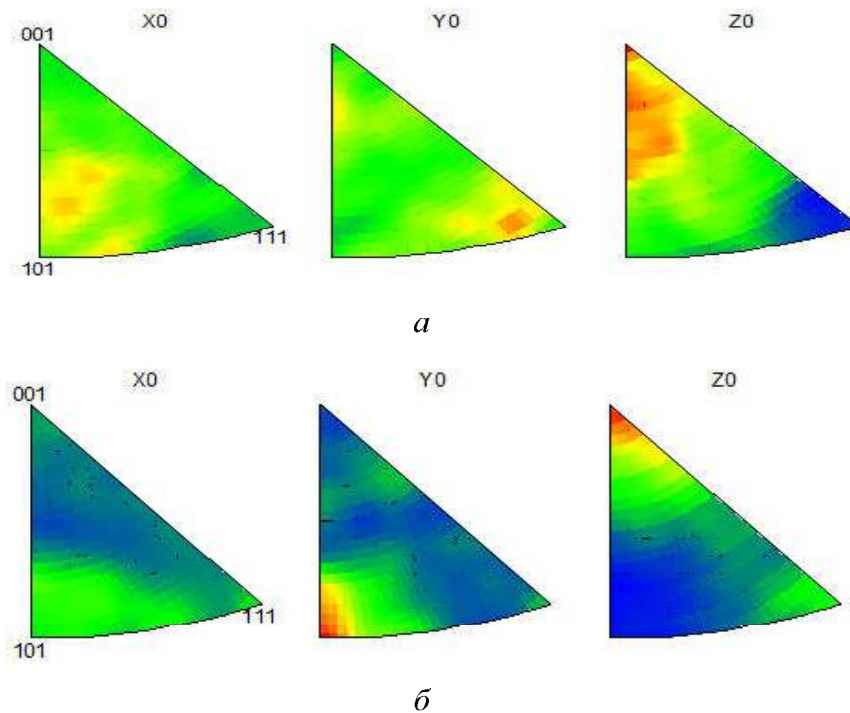


Рис. 8.8. Зворотні полюсні фігури гарячекатаної сталі 08пс з подальшою холодною ПД методом КГТ:
a – центральна частина; *б* – периферія зразка

Після КГТ в центральній зоні зразка сталі 01ЮТ(Са) (рис. 8.9, *б*) формується рівномірна фрагментована структура, характерна отриманню при ПД. Як видно з карт контрастів для периферії зразка (рис. 8.9, *з*), зі збільшенням ступеня деформації сталі контраст погіршується внаслідок більшої напруженості кристалічної решітки при більшій деформації. Крім того, існують відмінності в контрастності, обумовлені рівнем спотворень решітки в тілі і на границі зерна. У тілі зерна вони менші, а біля

границі – більші. Це призводить до погіршення контрасту Кікучі-картин в цій області, внаслідок чого Кікучі-картина дещо спотворюється.

Для візуалізації орієнтувань структурних елементів (зерен) побудовані карти-орієнтації. Такі карти можна будувати як в просторі кутів Ейлера, так і зворотних полюсних фігур. На рис. 8.10 зображені карти орієнтувань для дослідженої сталі 01ЮТ(Са).

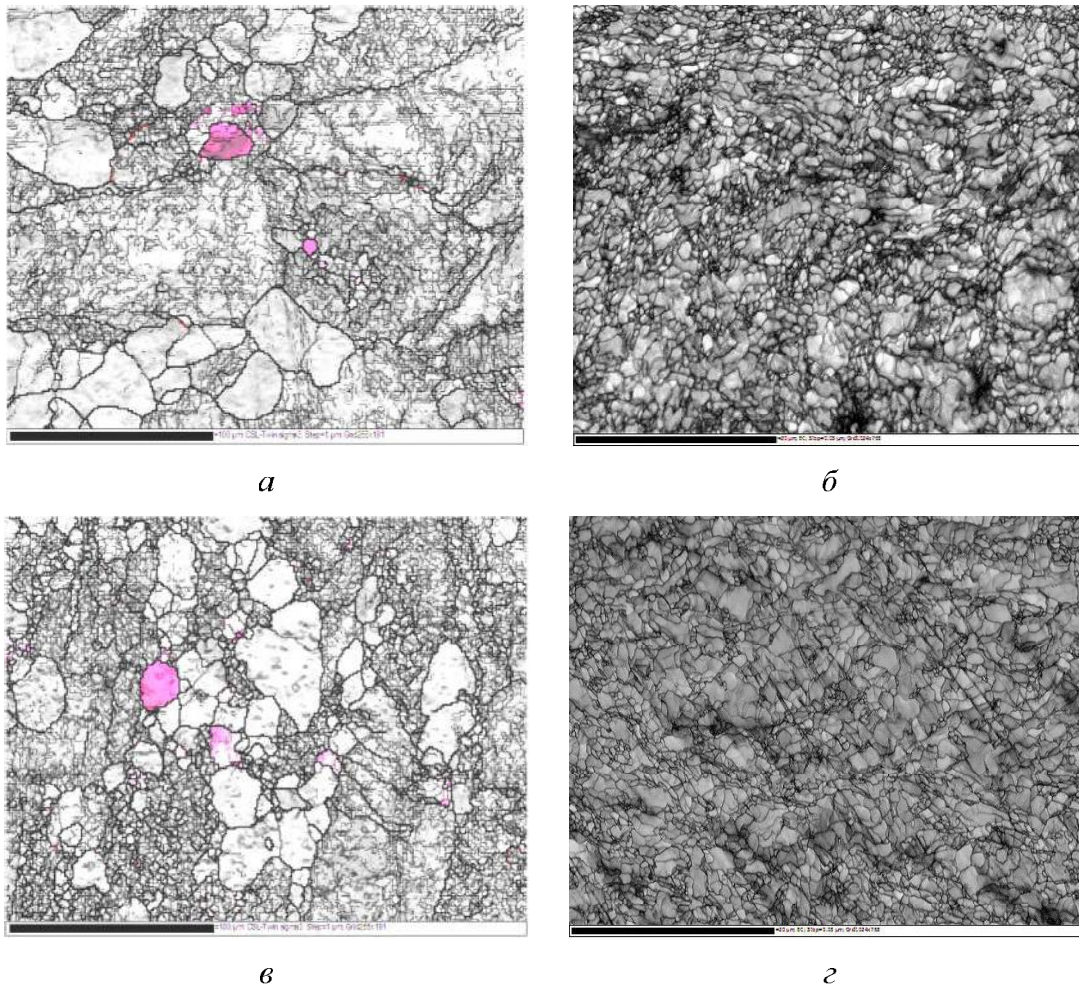
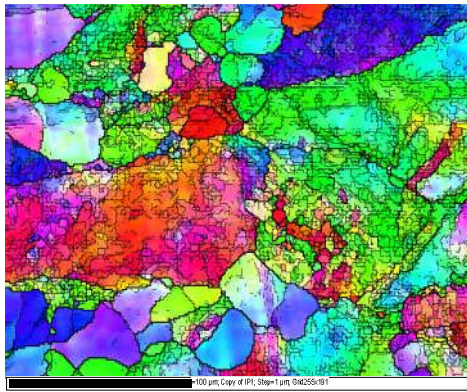
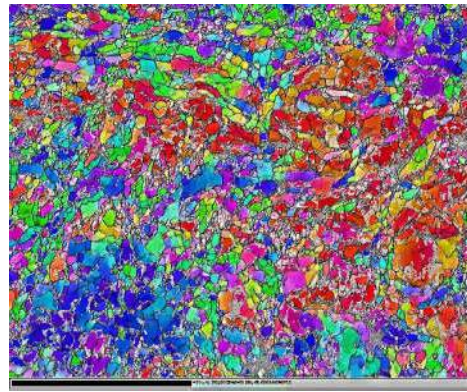


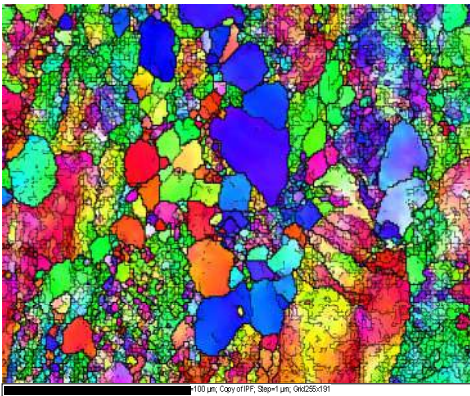
Рис. 8.9. Карти контрастів структури гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са) після додаткової деформації методом КГТ; $\times 500$: *а* – структура центральної зони зразка після прокатки; *б* – структура центральної зони зразка після КГТ; *в* – поверхнева зона зразка після прокатки, *г* – периферія зразка після КГТ



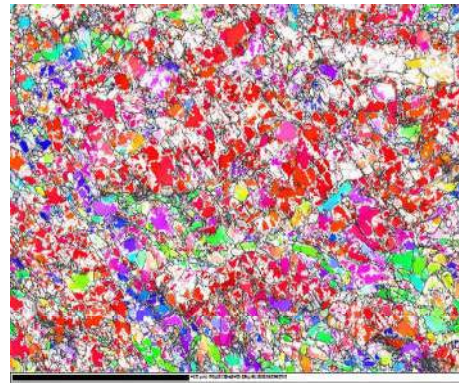
a



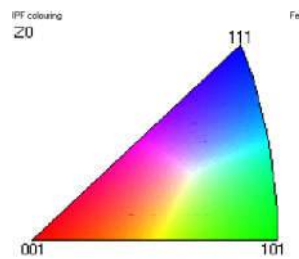
б



в



г



д

Рис. 8.10. Карты розподілу локальних орієнтувань в сталі 01ЮТ(Са):
a – структура центральної зони зразка після гарячої прокатки; *б* – структура центральної зони гарячекатаного зразка після КГТ; *в* – поверхнева зона зразка після гарячої прокатки; *г* – периферія гарячекатаного зразка після КГТ; *д* – умовні позначення для карти орієнтації

Аналіз представлених даних на рис. 8.10 показує, наскільки однорідно розподілені орієнтації в досліджуваній сталі в залежності від умов деформації. Карти розподілу локальних орієнтацій (рис. 8.10, *а, в*) показують, що в центральній частині зразка сталі 01ЮТ(Са) після прокатки при ступені деформації 62,9 % більш вираженою є текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен з орієнтуванням $[211]$ (рис. 8.10, *а*), а в поверхневій зоні з орієнтуванням $[111]$ і $[101]$ (рис. 8.10, *в*). Для сталі 01ЮТ(Са) після КГТ (рис. 4.10, *б, г*) характерні орієнтування в центральній зоні $[111]$, а для периферії – $[001]$ і $[101]$.

Під зворотною полюсною фігурою розуміють стандартну проекцію, що представляє собою розподіл орієнтування зовнішніх осей зразка (осі дроту або напрямку прокатки, нормалі і поперечного напрямку) щодо кристалічної решітки. Проводиться розрахунок властивостей анізотропних матеріалів на основі полюсних фігур, що важливо для тих випадків, коли ці властивості неможливо визначити (в напрямку нормалі до площини тонкого листа). Вивчення ФРО і її змін в процесі деформації дозволяє аналізувати механізми цих процесів, запропонувати способи і режими обробки матеріалів з метою усунення небажаної і утворення сприятливої текстури.

Характеристики текстури (інтенсивність, розсіювання, співвідношення орієнтувань) змінюються по перерізу листа. Це обумовлено неоднорідністю деформації через вплив на контактних поверхнях сил тертя, що діють з боку валків. Тому швидкість течії металу у внутрішніх шарах більше, ніж в поверхневих. В результаті текстура центральних шарів виражена чіткіше. Крім того, поверхневі шари часто характеризуються новими орієнтуваннями, які не властиві текстурі деформації, їх наявність залежить від схеми, температури і ступеня деформації. Якщо за рахунок різкого перепаду температури в поверхневих шарах утворюється текстура рекристалізації, в той час як у внутрішніх зберігається текстура деформації, то неоднорідність текстури виражена чіткіше. Для матеріалів з ОЦК-решіткою при переході до поверхневих шарів відбувається зменшення інтенсивності і збільшення

розсіювання текстури. Неоднорідність текстури виражена тим різкіше, чим менше ступінь деформації і чим більша товщина зразка, що деформується.

Полюсна фігура дає уявлення про інтенсивність і розсіювання текстури. Щоб зіставляти ППФ зразки, які мають різний ступінь викривлення решітки (різна ступінь деформації і режими обробки), виконують побудову в рівнях полюсної щільності. За одиничний рівень полюсної щільності, що відповідає хаотичному орієнтуванню кристалітів в даному матеріалі, приймають інтенсивність, яка усереднена по повній полюсній фігурі [214]. Полюсні фігури гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са) для площин $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ представлені на рис. 8.11.

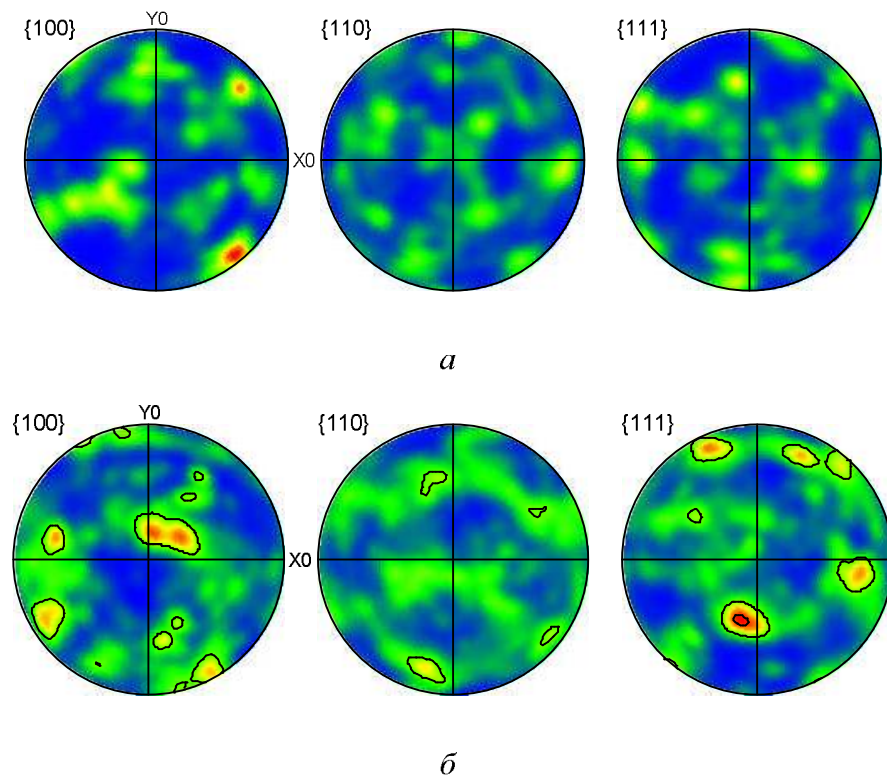


Рис. 8.11. Кількісні ППФ інтенсивності текстури гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са): *а* – центральна частина, *б* – периферія зразка

Хоч для ОЦК металів досить показувати зміни полюсних фігур для площин (110), ми наводимо полюсні фігури для трьох найбільш важливих напрямків кубічного кристала.

Найбільш вираженою в центральній зоні зразка сталі 01ЮТ(Са) є текстура з переважним орієнтуванням феритних зерен площиною $\{100\}$ (рис. 8.11, *а*). Спостерігається нерівномірність текстури по перетину листа, прокатаного за два проходи: в центральній зоні кращою є текстура типу $\{100\}$, для поверхневої зони характерна сукупність текстур $\{100\}$ і $\{111\}$.

Текстура центральної зони зразків характеризується більшою інтенсивністю, ніж текстура дрібнозернистого поверхневого шару: полюсна щільність орієнтування $\langle 100 \rangle$ знижується в порівнянні з поверхневим шаром з $P \langle 100 \rangle = 6,2$ до $P \langle 100 \rangle = 4,3$ (рис. 8.11).

Таким чином, згідно з даними роботи [246], через неоднорідність деформації швидкість течії металу у внутрішніх шарах більше, ніж в поверхневих. В результаті текстура центральних шарів виражена чіткіше. Таким чином, по всьому перерізу зразка, обробленого в такому режимі, формується звичайна текстура прокатки, з найбільш вираженими орієнтуваннями – $\{100\}$ і $\{111\}$.

Автори роботи [247] різницю текстури в поверхневих і центральних зонах зразків досліджених ІФ-сталей пояснюють знеуглецюванням поверхні зразків під окалиною.

На рис. 8.12 наведені ППФ сталі 01ЮТ(Са) після КГТ при кімнатній температурі. Спостерігається помітне підвищення інтенсивності піків, що призводить до формування менш розмитої текстури в центральній зоні зразка (рис. 8.12, *а*) у порівнянні з центральною зоною в початковому стані (рис. 8.11, *а*).

Аналіз ППФ сталі 01ЮТ(Са) після КГТ показав, що деформація, яка реалізується при крученні, призводить до збільшення значень інтенсивності на периферії зразка, а отже до формування більш чіткої текстури. Особливістю формування текстури після додаткової холодної деформації методом КГТ є

наслідування текстури прокатки із компонентами $\{100\}$ і $\{111\}$. Зміна текстури після КГТ полягає у формуванні нової компоненти $\{110\}$.

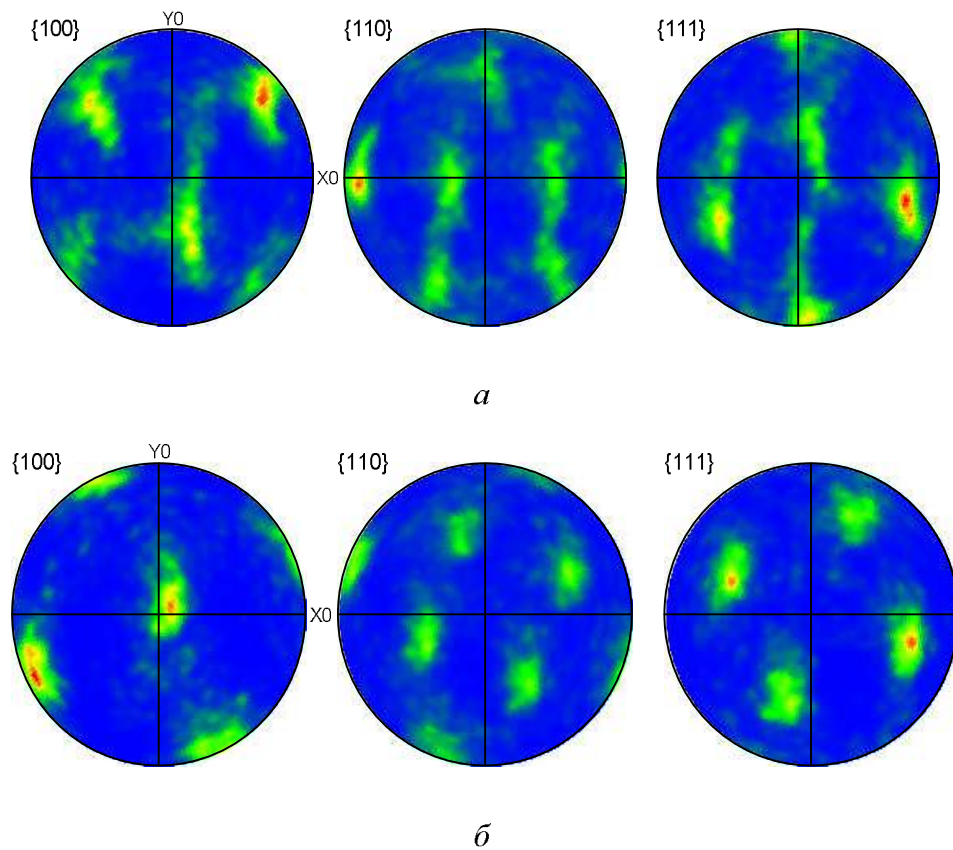


Рис. 8.12. Кількісні ППФ інтенсивності текстури гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са) після додаткової деформації методом КГТ:
а – центральна частина; *б* – периферія зразка

В роботах [247, 248] для інтерпретації отриманих текстурних даних був закладений наступний принцип: дія кристалографічно регламентованих механізмів деформації, що включають ковзання і двійникування по певних кристалографічних площинах і напрямках, призводить до розвитку в матеріалі, що деформується, кристалографічної текстури, а деформація завдяки взаємному зсуву зерен по некристалографічних міжзеренних границях не сполучена з формуванням

кристалографічної текстури і призводить до ослаблення і розсіювання текстури, що існувала в матеріалі спочатку. З викладеного вище випливає, що кристалографічне ковзання призводить до посилення текстури в зразку, а некристалографічні механізми пластичної деформації – до розмиття текстури. Отже, в процесі деформації був активно розвинений такий некристалографічний механізм, як зсув по границях зерен. При цьому не можна виключити вплив кристалографічного ковзання, хоча його вклад в формування текстури менш виражений.

Карти інвертованих полюсів (ІПФ) об'єднують орієнтацію з кристалографічним описом єдиного напрямку відліку. Карта показує основні напрями в зразку і перетин напрямів. У кожній точці на карті кристалографічний напрям відповідає певному напрямку в зразку, і колір розподілений відповідно до його положенням в ОПФ. Таким чином, на картах орієнтації кристалів орієнтація певних кристалографічних напрямів кодується кольором.

Аналіз зворотних полюсних фігур дає інформацію не тільки про наявність текстури в зразку, але і про механізми, що протікають в процесі обробки. Так, наприклад, в разі переважання тієї чи іншої полюсної щільності, можна сказати який механізм релаксації конкретно переважав в даному зразку: внутрішньозерене або міжзерене ковзання, а зміна текстури може бути пов'язана зі зміною механізмів деформації або розвитком динамічної рекристалізації [249]. Також, якщо максимальна полюсна щільність зосереджена в області орієнтацій $\langle 111 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, то це свідчить про те, що в зразку були активно розвинені механізми двійникування [250].

Якщо інтенсивність виходу нормалей падає і розподіл стає більш однорідним, що спостерігається в нашому випадку, то можна говорити про розмиття текстури і активацію некристалографічних механізмів пластичної деформації.

Але, аналіз текстур не буде повним без аналізу прямих полюсних фігур. Вони показують щільність виходу нормалей відповідних кристалографічних площин, в даному випадку це $\langle 111 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 100 \rangle$.

Розглянемо вплив КГТ на формування текстури в термінах зворотних полюсних фігур. На рис. 8.13 зображені зворотні полюсні фігури сталі 01ЮТ(Са) після

КГТ для різних зовнішніх напрямків в кристалі: напрямки деформації $X0$, поперечного напрямку $Y0$, нормального напрямку $Z0$ (напрямки ЗПФ) для кубічних кристалів $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$.

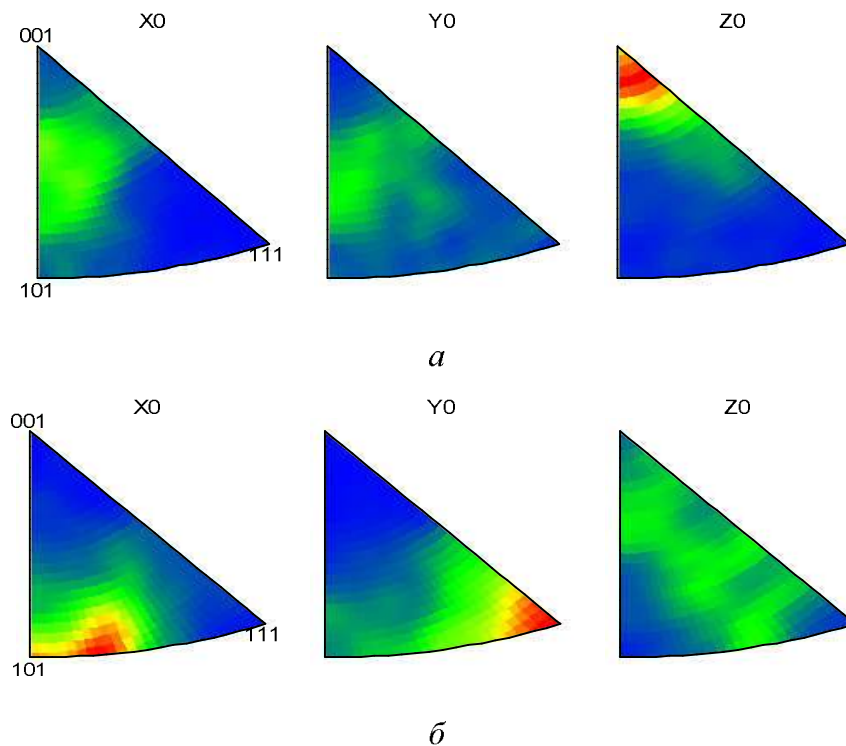


Рис. 8.13. Зворотні полюсні фігури гарячекатаної сталі 01ЮТ(Са) з подальшою холодною ПД методом КГТ: *а* – центральна частина; *б* – периферія зразка

У центральній зоні зразка (рис. 8.13, *а*) максимальна щільність зосереджена в напрямку $\langle 001 \rangle$ ЗПФ. Максимальна полюсна щільність спостерігається в напрямку $\langle 101 \rangle$ і зосереджена біля напрямку $\langle 111 \rangle$ (рис. 8.13, *б*). В інших напрямках (поперечному і аксіальному) принципових змін не спостерігається. Крім того, зворотні полюсні фігури стали більш гострими, що свідчить про наявність кристалографічних механізмів деформації в процесі обробки, наприклад внутрішньозеренного ковзання (рис. 8.13, *б*).

9 ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК МІЦНОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ ГАРЯЧЕКАТАНИХ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ПОДАЛЬШОЮ ХОЛОДНОЮ ДЕФОРМАЦІЄЮ МЕТОДАМИ ОСАДЖЕННЯ ТА КГТ

Проведено вимірювання значень мікротвердості зразків сталей 01ЮТ та 01ЮТ(Са). На рис. 9.1 показано вплив додаткової пластичної деформації методом осадження з наступним рекристалізаційним відпалом гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей.

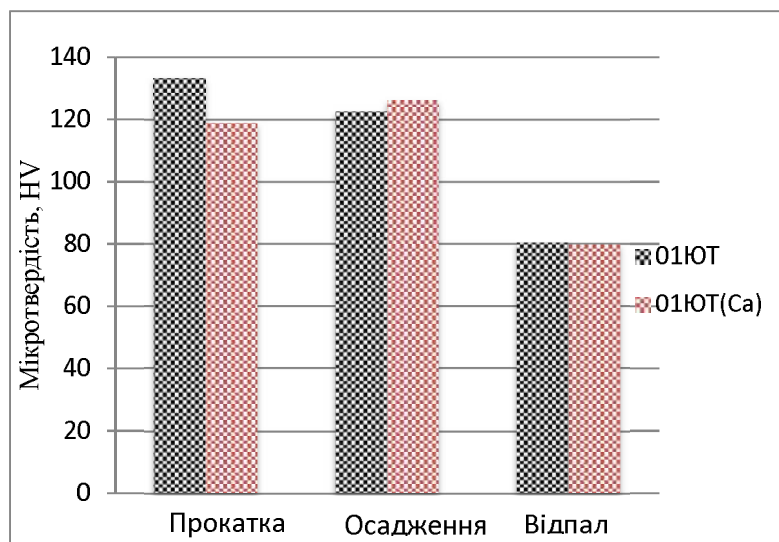


Рис. 9.1. Вплив осадження з подальшим рекристалізаційним відпалом на мікротвердість гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей

Мікротвердість сталі 01ЮТ після прокатки складає 133 HV. Наявність кальцію в складі сталі 01ЮТ(Са) призводить до зниження мікротвердості до 119 HV. На поверхні сталі 01ЮТ(Са) внутрішньозеренного в'язкого зламу з'являються округлі неметалеві включення сульфідів та окиси сульфідів, що містять кальцій, які в силу своєї морфології не призводять до окрихчування в порівнянні з плоскими гострокутними протяжними виділеннями карбонітридів і сульфідів на границях зерен,

що позитивно впливає на пластичність металу. Порівняно малий вміст кальцію (0,005-0,008 %), якого досить для глобулізації сульфідів, свідчить про перевагу застосування кальцію у порівнянні з іншими модифікаторами, наприклад, церієм (в кількості не менше 0,06%) для ліквідації міжкристалітного окрихчування [221]. Після осадження мікротвердість сталі 01ЮТ зменшується і становить – 122 HV, а для сталі 01ЮТ(Ca) становить 126 HV. Підвищені значення мікротвердості сталі 01ЮТ(Ca) в порівнянні зі сталлю 01ЮТ пов'язані зі зменшенням забрудненості неметалевими включеннями, а також за рахунок того, що кальцій, будучи сильним поверхнево-активним горючим елементом, перешкоджає збагаченню титаном, міддю і фосфором границь зерен, покращуючи міцність, пластичність та штампованість сталі. Рекристалізаційний відпал сприяє зниженню значень мікротвердості для обох сталей, після відпалу мікротвердість становить ~ 80 HV. Зниження мікротвердості обумовлено розвитком збиральної рекристалізації.

Середні значення та розподілення мікротвердості вздовж радіусу зразків гарячекатаних УНВ сталей після додаткової холодної деформації методом КГТ представлені на рис. 9.2 та рис. 9.3.

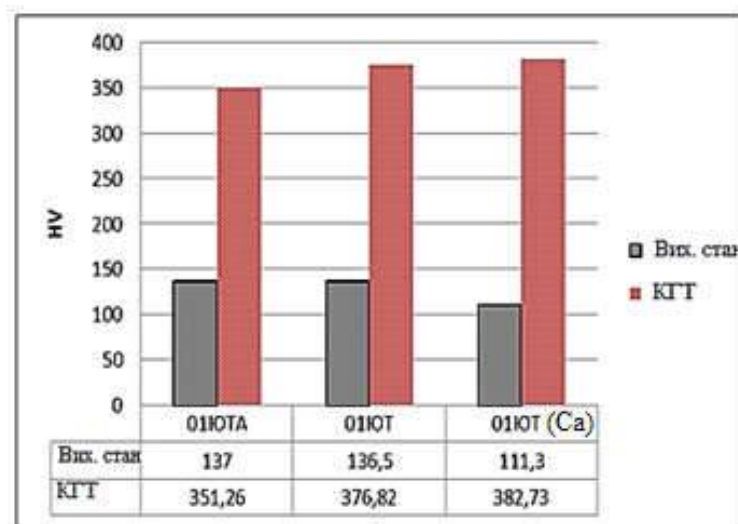


Рис. 9.2. Середні значення мікротвердості УНВ сталей в гарячекатаному стані та після КГТ, N=5

Аналіз рис. 9.2 показав, що після КГТ мікротвердість гарячекатаних сталей підвищилась в 2,5 рази для сталі 01ЮТА, в 2,7 рази для сталі 01ЮТ та максимальне підвищення значень мікротвердості в 3,4 рази спостерігається для сталі 01ЮТ(Са). Таким чином додаткова пластична деформація методом КГТ призводить до значного підвищення мікротвердості гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей, тобто зі збільшенням ступеню деформації мікротвердість зростає за рахунок зменшення розмірів зерен та поверхневого зміцнення сталей, що досліджували.

Розподілення значень мікротвердості гарячекатаних сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) показано на рис. 9.3.

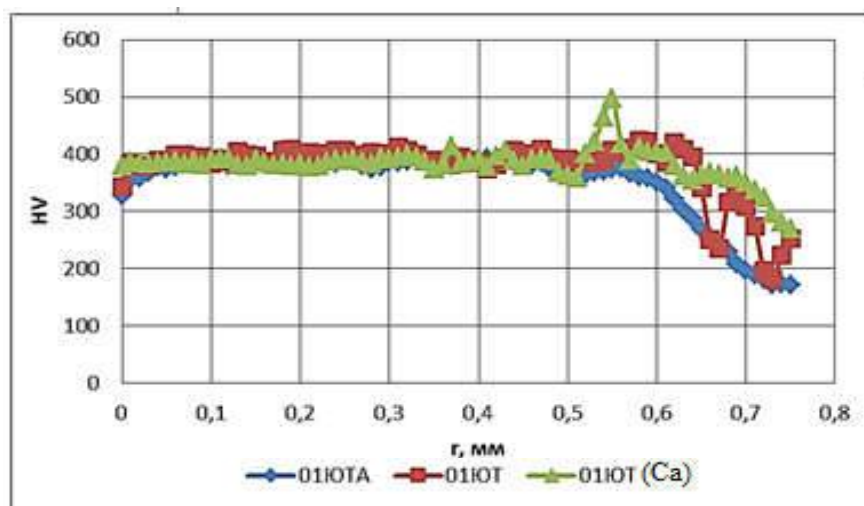


Рис. 9.3. Розподілення мікротвердості вздовж радіуса зразка гарячекатаних УНВ сталей після додаткової деформації методом КГТ, N=5

Встановлено, що після КГТ розподіл мікротвердості вздовж радіуса зразків сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) носить однорідний характер, мікротвердість становить 350-400 HV, але на відстані 0,6г мікротвердість зменшується майже в 2 рази. Встановлено, що КГТ призводить до підвищення середніх значень мікротвердості гарячекатаної сталі 08пс порівняно із вихідним станом в 2,5 рази (рис. 9.4). Це підтверджує висновок про те, що в субмікрокристалічних матеріалах, отриманих

методом ПД, основний внесок в міцність вносять зерно- і субзернограничні поверхні. Збільшення кількості обертів від 3 до 5 при КГТ сталі 08пс не призводить до зміни середніх значень мікротвердості.

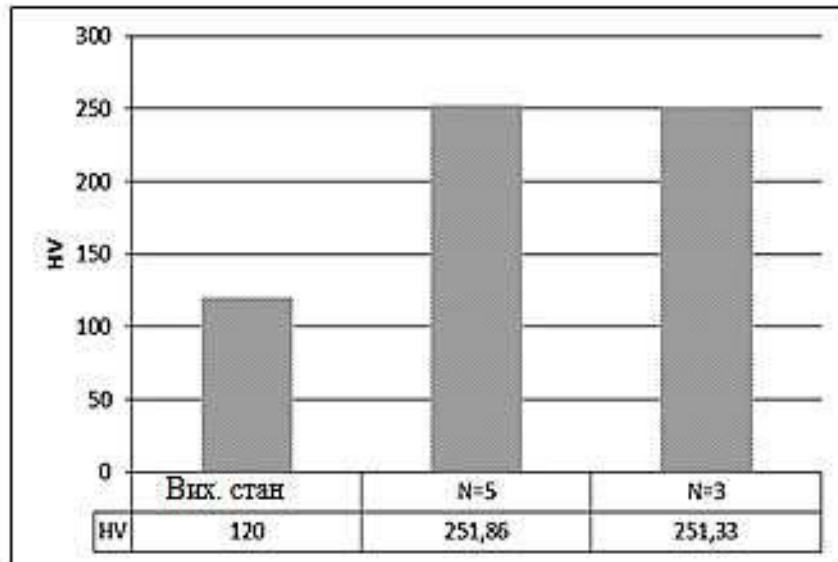


Рис. 9.4. Середні значення мікротвердості сталі 08пс у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ при N=3, N=5

На рис. 9.5 показано розподілення мікротвердості вздовж радіуса зразка сталі 08пс деформованої при двох режимах КГТ: N=3, N=5. Встановлено, що від центру до периферії мікротвердість коливається від 200-250 HV.

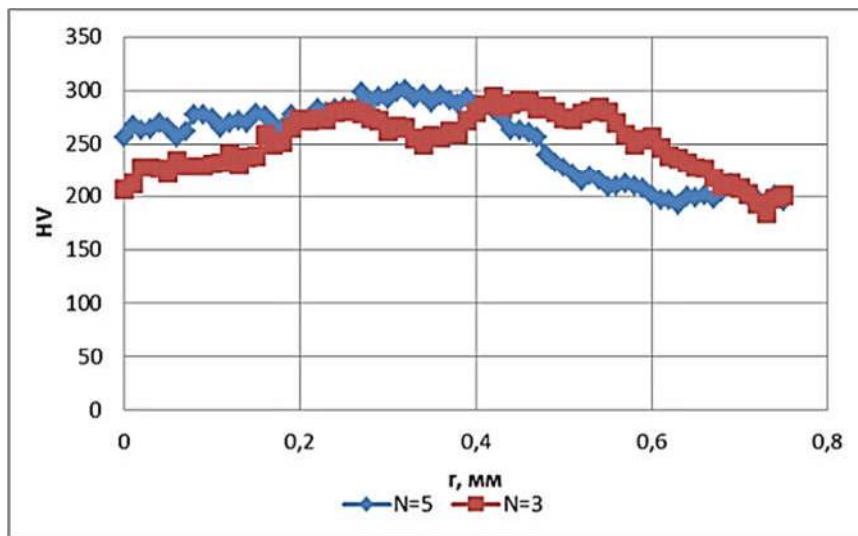


Рис. 9.5. Розподілення мікротвердості вздовж радіусу зразка гарячекатаної сталі 08пс після додаткової деформації методом КГТ при N=3, N=5

Значного впливу від режиму деформації гарячекатаної сталі 08пс на розподіл значень мікротвердості вздовж радіусу зразка не виявлено.

Основним методом, що дозволяє визначати фізико-механічні характеристики різних матеріалів і покриттів в нанощкалі, в даний час є наноіндентування, за допомогою якого можна отримувати до двох десятків різноманітних механічних характеристик матеріалу [251, 252].

Розроблено і прийнято міжнародні стандарти щодо визначення механічних властивостей металевих матеріалів методом наноіндентування (наприклад, ISO 14577). При цьому відзначається ряд факторів, які суттєво впливають на результати механічних випробувань даним методом: шорсткість поверхні, температурний дрейф, неідеальна геометрія індентора, особливості структури матеріалу і ін. Також розроблені методики обробки даних і підготовки зразків, в яких враховуються дані фактори [253, 254]. Результати визначення твердості та модуля пружності гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей 01ЮТ та 01ЮТ(Са) після осадження наведено на рис. 9.6 та 9.7.

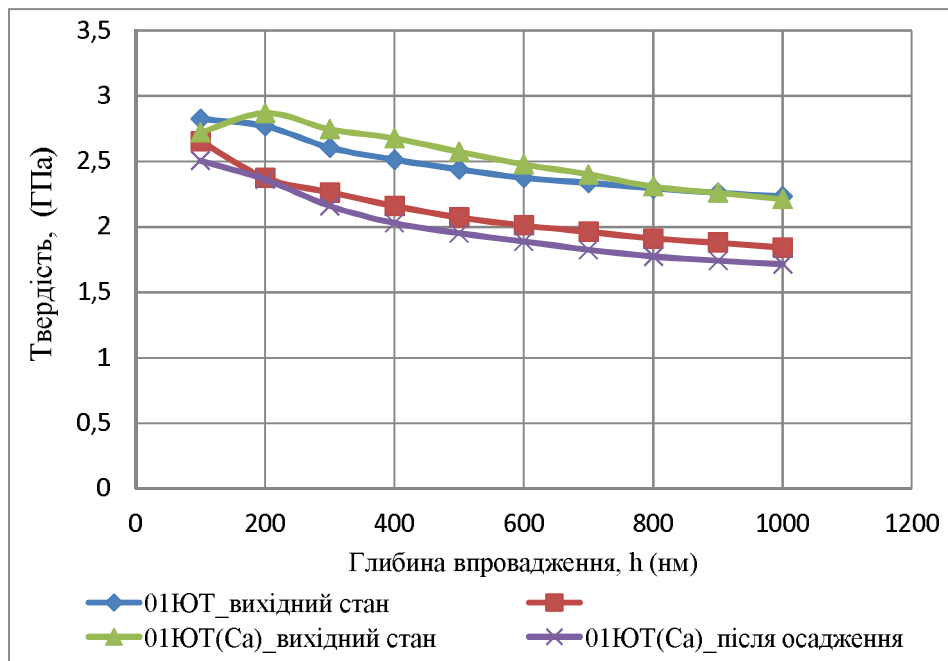


Рис. 9.6. Залежність твердості індуентування гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей після осадження від глибини впровадження індентора

Пластична течія УНС в початковому гарячекатаному стані, а також після осадження починається тільки з глибини $h = 600-700$ нм (рис. 9.6), з цієї глибини стає можливим контроль твердості. В гарячекатаному стані твердість УНС становить 2,3-2,5 ГПа, після осадження твердість зменшується в 1,3-1,5 рази – 1,5-2,0 ГПа. Зменшення значень твердості відбувається у зв'язку зі збільшенням розміру зерна після осадження.

Твердість займає окреме місце серед методів контролю якості матеріалів. Це найбільш швидкий, простий, неруйнівний метод аналізу. Крім того, розроблені методики визначення інших механічних властивостей за значенням твердості, якщо між ними існує кореляція [255]. Вимірювання твердості застосовують для контролю якості листової сталі. Ці властивості не дозволяють робити висновки про поведінку сталі під час штампування, але дуже часто при низькій твердості листи добре штамнуються [256]. У наступних роботах [257, 258] були використані уявлення

авторів статті [259], по-перше, для деталізації методики визначення модуля Юнга i , по-друге, для отримання достовірних значень твердості. Особливу увагу звернуто на те, що глибина заглиблення індентора, яка фіксується на діаграмі індентування, не збігається з тією глибиною відбитка, протягом якої має місце контакт між індентором та матеріалом. У зв'язку з цим була введена [260, 261] величина h_c глибина впровадження, протягом якої здійснюється контакт між індентором та матеріалом після повного навантаження до P_{max} . У цій частині відбитка має місце пружно-пластична деформація і можливе руйнування матеріалу, а також пружна деформація індентора.

На рис. 9.7 наведена залежність модуля пружності УНС після осадження від глибини впровадження індентора. Для гарячекатаних УНС модуль пружності становить 200-250 ГПа, після додаткової холодної деформації методом осадження модуль пружності становить: для сталі 01ЮТ – $E \approx 150$ ГПа, а для сталі 01ЮТ(Са) – $E \approx 50$ ГПа. Модуль пружності сталі 01ЮТ(Са) після осадження понизився в 4-5 рази, таким чином зменшення твердості та модуля пружності призводить до збільшення схильності досліджуваної сталі до штампування або глибокого витягування.

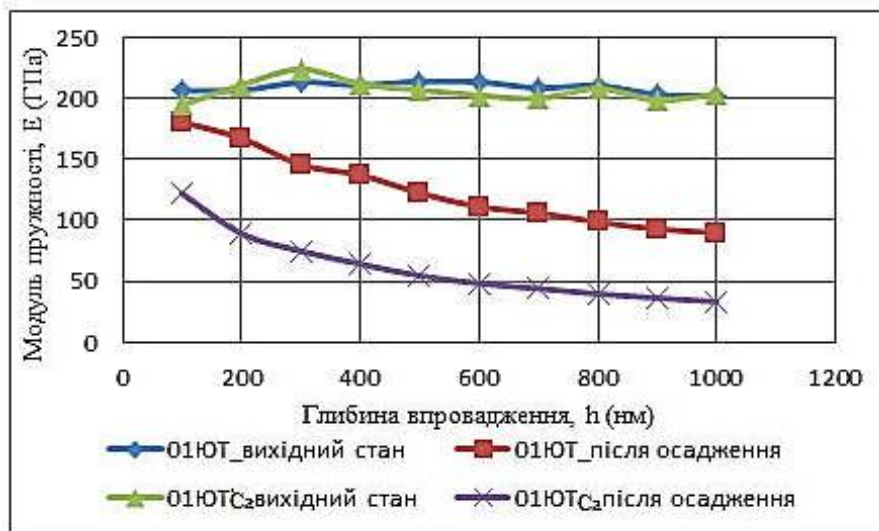
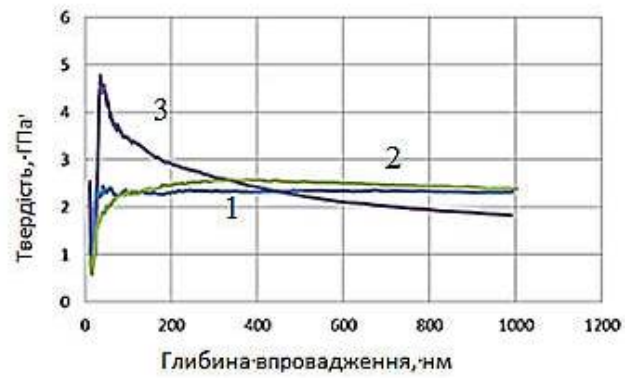


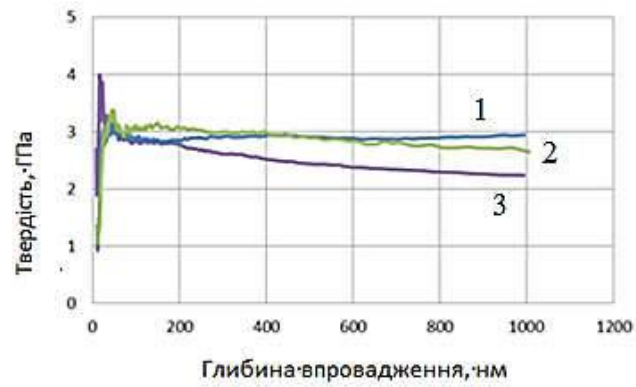
Рис. 9.7. Залежність модуля пружності гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей після осадження від глибини впровадження індентора

Дослідження механічних властивостей УНС методом наноіндентування показує їх сильну залежність (наприклад, модуля пружності E) від глибини наноіндентування, тобто, свого роду масштабний ефект [262]. Як відомо, з літератури [263], масштабні ефекти досить часто виявляються при дослідженні механічних властивостей різних матеріалів. Прикладом тому може служити, зокрема, залежність напруги руйнування від розміру зерна для металів (формула Холла-Петча). В роботі [264] розглядаються можливі фізичні причини масштабного ефекту в матеріалах в процесі випробувань методом наноіндентування. Таким чином, експерименти по наноіндентуванню дають можливість вивчати зв'язок між структурою і механічними властивостями широкого спектру матеріалів на нанорівні. Дані дослідження важливі при створенні матеріалів із заданим комплексом властивостей.

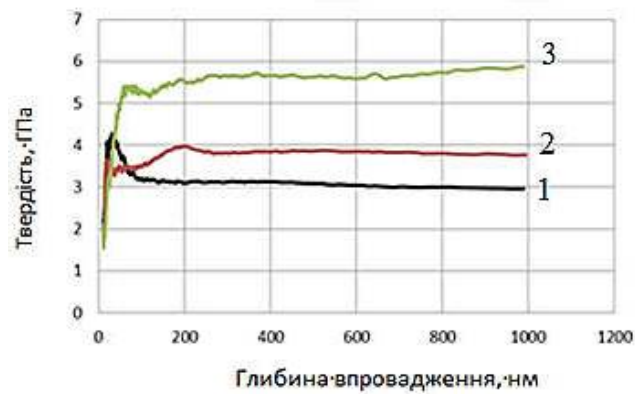
В результаті обробки даних індентування отримані залежності поверхневої твердості (рис. 9.8) і модуля пружності (рис. 9.9) від глибини впровадження індентора досліджуваних сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са). Пластична течія у всіх зразках починається тільки з глибини $\approx 400\text{нм}$ (рис. 9.8), з цієї глибини стає можливим контроль твердості. Таким чином, перегин на кривій залежності твердості від переміщення відповідає переходу від пружної до пружно-пластичної деформації в зоні відбитка.



a

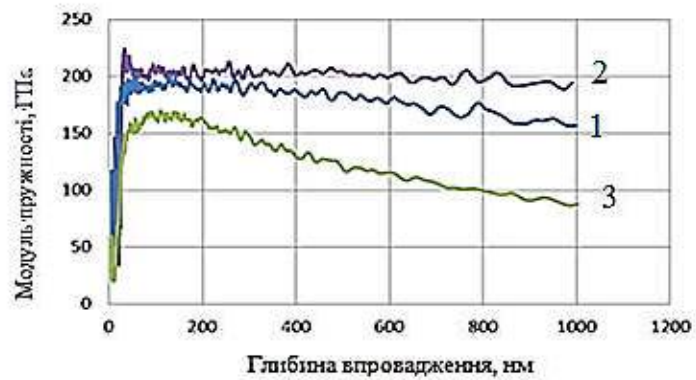


б

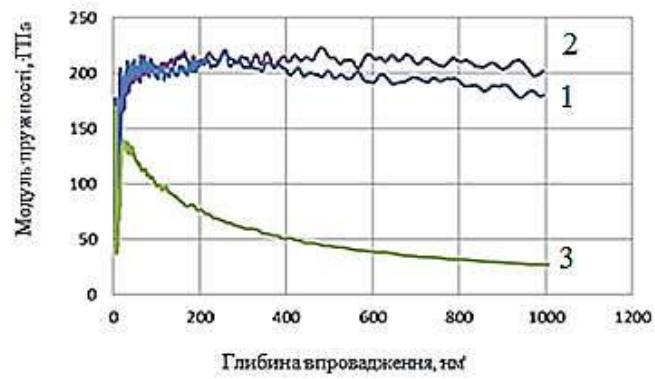


в

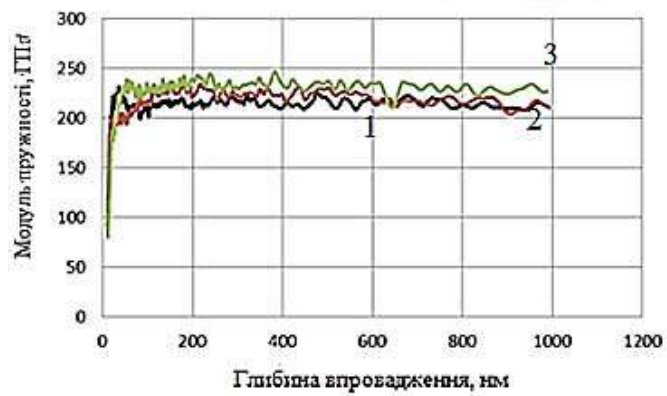
Рис. 9.8. Експериментальні криві залежності твердості УНС після холодної деформації методом КГТ від глибини впровадження індентора
a – 01ЮТА, *б* – 01ЮТ, *в* – 01ЮТ(Са)
 1 – гарячекатаний стан, 2 – після КГТ (центр), 3 – після КГТ (периферія)



a



б



в

Рис. 9.9. Експериментальні криві залежності модуля пружності УНС після КГТ від глибини впровадження індентора: *a* – 01ЮТА, *б* – 01ЮТ, *в* – 01ЮТ(Са),
1 – гарячекатаний стан, 2 – після подальшого КГТ (центр), 3 – після подальшого КГТ (периферія)

Твердість УНС після КГТ становить 2-2,5 ГПа. Значення модуля пружності знижуються від центру до периферії залежно від глибини проникнення індентора в матеріал зразка (рис. 9.9). Зниження модуля пружності сталі 01ЮТ(Са) після КГТ гарантує кращу схильність до штампування [265].

В літературі [266-268] обговорюється кілька факторів, що впливають на пружні властивості ультрадисперсних матеріалів, отриманих методами ПД. Передбачається, що визначальну роль у зменшенні пружних властивостей наноматеріалів грають границі зерен та потрійні стики, тому що значна частка атомів наноструктурного матеріалу розташована в місцях, відмінних від їх нормальних позицій в кристалічній решітці.

Об'ємна частка границь зерен, прикордонних об'ємів і потрійних стиків зростає в міру зменшення розміру зерна [269]. Згідно «моделі композиту» Муграбі [270] зменшення значень модуля E може відбуватися в результаті збільшення об'ємної частки міжзеренного простору: границь зерен і потрійних стиків, для яких механічні властивості відрізняються від властивостей тіла зерна. Крім цього, зменшення розмірів зерен призводить до збільшення частки вільного об'єму в границях зерен, в прикордонних областях і в потрійних стиках, що супроводжується послабленням атомних зв'язків в наноструктурному матеріалі.

В таблиці 5.3 приведені дані для розрахунку характеристик міцності гарячекатаних УНС.

Важливим є встановлення взаємозв'язків між показниками міцності і пластичності металу в залежності від обробки з метою вибору найбільш оптимального поєднання цих властивостей для забезпечення якості матеріалу і розуміння природи пластичної деформації і природи руйнування [272].

В роботі досліджені механічні характеристики зразків сталі 08пс у гарячекатаному стані (після прокатки $\varepsilon = 8,2\%$) і після КГТ ($e = 4,4-5,9$). Результати визначення твердості методом індентування сталі 08пс в гарячекатаному стані і після КГТ наведені на рис. 9.10.

Пластична течія в гарячекатаному стані, а також після КГТ (в центрі зразка) починається тільки з глибини $h = 150-200$ нм (рис. 9.10), з цієї глибини стає можливим контроль твердості. Що стосується таких зон зразка, як середина та периферія, то пластична течія починається з $h = 250-300$ нм. Таким чином, перегин на кривій залежності твердості від переміщення індентора відповідає переходу від пружної до пружно-пластичної деформації у відбитку. В сталі 08пс після КГТ, в залежності від зони впровадження індентора в поверхню зразка, перехід від пружної до пружно-пластичної деформації починається при більшому поглибленні індентора.

На рис. 9.11 наведена залежність модуля пружності сталі 08пс після КГТ від глибини впровадження індентора, в залежності від місця дослідження. Значення цього показника змінюються від центру до периферії від $E_1 = 224,96$ ГПа до $E_4 = 177,46$ ГПа. Значення модуля пружності зменшуються залежно від глибини проникнення індентора в поверхню зразка, це ймовірно пов'язано зі зменшенням товщини зразка на периферії, викликаним механічною підготовкою шліфа.

Аналіз розподілу по радіусу зразка значень модуля пружності для сталі 08пс після КГТ показав, що з віддаленням від центру до периферії модуль пружності зменшується.

Результати визначення твердості і модуля пружності для сталі 08пс, в гарячекатаному стані і після КГТ, на глибині впровадження 500 і 900 нм наведені в таблиці 9.2.

При визначенні твердості методом індентування в матеріалі створюється поле деформацій, яке визначає реакцію на діюче навантаження і результат вимірювання.

Поле деформацій різне для різних матеріалів, методів вимірювання твердості та індентора різної форми. Залежно від ступеня і повноти обліку деформаційних процесів змінюється результат вимірювання. Для результатів вимірювання твердості новими методами дуже важлива сумісність їх з традиційними результатами вимірювань [255].

Таблиця 9.1

Дані для розрахунку характеристик міцності УНС

Сталь		h_{max} , нм	h_c , нм	h_s , нм	P_{max} , мН	dP/dh_{max}
Гарячекатаний стан						
01ЮТА		990,59	651,08	339,51	45,27	1012794
01ЮТ		981,87	493,09	488,77	69,08	1061871
01ЮТ(Са)		994,21	603,00	390,70	54,74	1050924
Після КГТ						
01ЮТА	1	992,82	947,67	45,15	56,59	939967,3
	2	990,14	931,75	58,39	60,33	774991,9
	3	1002,29	917,29	85,00	54,51	480537,5
01ЮТ	1	993,77	937,16	56,59	70,08	928418,5
	2	995,00	927,85	67,16	79,74	890595,1
	3	1005,75	762,50	243,25	42,53	131129,1
01ЮТ(Са)	1	988,46	490,36	498,10	70,93	1068481
	2	1512,58	1007,37	505,22	73,29	1088738
	3	988,45	93,45	895,00	129,43	1083966

Примітка: 1–3 – області вздовж радіусу зразка (від центру до периферії), де проводилися вимірювання після додаткової деформації методом КГТ.

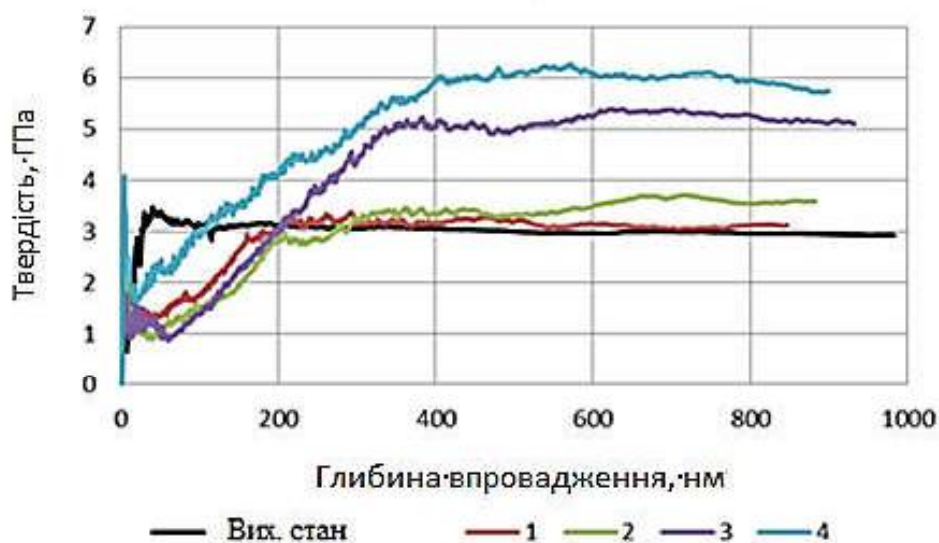


Рис. 9.10. Залежність твердості поверхні сталі 08пс від глибини проникнення індентора для гарячекатаного стану та після КГТ ($N = 5$) вздовж радіусу зразка:
1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3,4 – периферія зразка

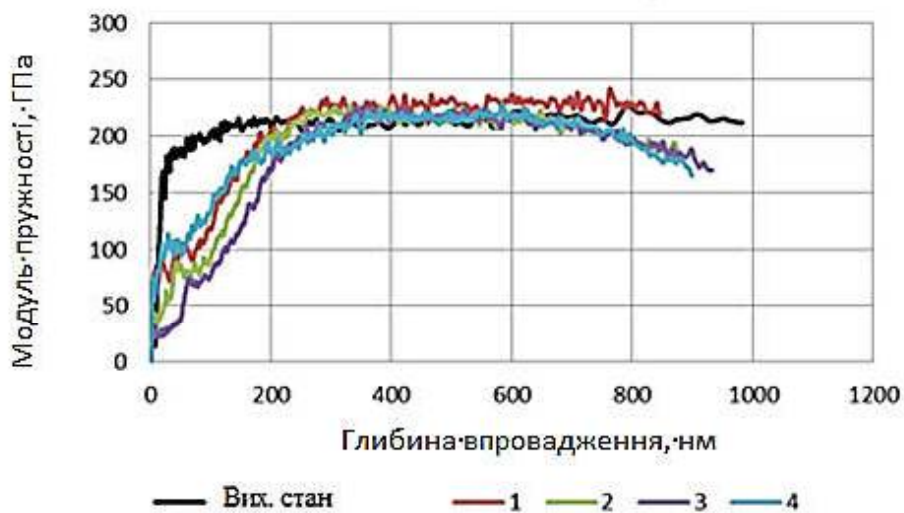


Рис. 9.11. Залежність модуля пружності сталі 08пс від глибини проникнення індентора для гарячекатаного стану та після КГТ ($N = 5$) уздовж радіусу зразка:
1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3,4 – периферія зразка

Таблиця 9.2

**Результати вимірювання твердості і модуля пружності сталі 08пс
методом індентування**

h , нм	Вихідні дані		Після КГТ (N=5)							
	H_0 , ГПа	E_0 , ГПа	H_1 , ГПа	E_1 , ГПа	H_2 , ГПа	E_2 , ГПа	H_3 , ГПа	E_3 , ГПа	H_4 , ГПа	E_4 , ГПа
500	2,99	211,36	3,40	222,19	3,63	198,52	5,25	197,03	6,01	196,70
900	2,94	180,43	3,45	224,96	3,59	188,87	5,14	175,08	6,01	177,46

Примітка: h – глибина впровадження індентора, H_0 – твердість після прокатки, зміна твердості $H_1 - H_4$ по радіусу зразка (від центру до периферії), E_0 – модуль пружності після прокатки, зміна модуля пружності E_1-E_4 по радіусу зразка (від центру до периферії).

При визначенні твердості методом індентування в матеріалі створюється поле деформацій, яке визначає реакцію на діюче навантаження і результат вимірювання. Поле деформацій різне для різних матеріалів, методів вимірювання твердості та індентора різної форми. Залежно від ступеня і повноти обліку деформаційних процесів змінюється результат вимірювання. Для результатів вимірювання твердості новими методами дуже важлива сумісність їх з традиційними результатами вимірювань [255].

В табл. 9.3 наведені дані для розрахунку характеристик міцності гарячекатаної сталі 08пс.

Твердість індентування з використанням прикладеної сили P_{max} в контактній області відбитка глибиною h_c :

$$H_{IT} = P_{max} / 24,5 h_c^2 \quad (9.1)$$

де:

P_{max} – прикладена сила, Н;

h_c – глибина впровадження, яка утворюється при здійсненні контакту між індентором і матеріалом після повного навантаження (до P_{max}).

Таблиця 9.3

Дані для розрахунку характеристик міцності сталі 08пс

№	h_{max} , нм	h_c , нм	h_s , нм	P_{max} , мН	dP/dh_{max}
Гарячекатаний стан					
1	981,87	487,72	494,15	69,08	1061871
Після КГТ					
1	991,30	447,13	544,17	81,60	1124642
2	991,59	924,52	67,04	83,29	931294,3
3	989,53	894,02	95,507	111,11	871935,8
4	982,49	870,81	111,62	119,07	806066,4

Примітка: 1–4 – області вздовж радіусу зразка у напрямку від центру до периферії, де проводилися вимірювання після КГТ

$$h_c = h_{max} - 0,75 \cdot \frac{P_{max}}{dP/dh_{max}} \quad (9.2)$$

Твердість індентування з використанням роботи W_c виконаної прикладеною силою F_{max} по витісненню індентором матеріалу в контактній частині відбитка:

$$H_{Wc} = 0,843 H_{IT} \quad (9.3)$$

де:

H_{IT} – твердість індентування, ГПа.

На рис. 9.12 показано розподіл твердості індентування і твердості з використанням роботи вздовж радіусу зразка після КГТ сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са). Встановлено, що в результаті КГТ сталей 01ЮТА і 01ЮТ спостерігається однаковий характер зміни твердості вздовж радіусу зразка. Від центру до середини зразка твердість підвищується для обох сталей: 2,1 і 2,6 ГПа для сталі 01ЮТА та 2,5 і 2,9 ГПа для сталі 01ЮТ, а на периферії спостерігається зниження твердості сталі 01ЮТА до 2,0 і 2,3 ГПа.

Зміна твердості сталей 01ЮТ(Са) та 01ЮТ при КГТ носить інший характер: максимальні значення твердості спостерігаються на периферії зразка і досягає 4,9 і 5,8 ГПа для сталі 01ЮТ(Са), а для сталі 01ЮТ – 2,9 і 3,4 ГПа. Для всіх досліджуваних УНС спостерігається підвищення твердості в процесі КГТ, як в центрі, так і на периферії зразка. Нерівномірність розподілу твердості вздовж радіусу зразка викликана локалізацією деформації на периферії зразка.

На рис. 9.13 показано розподіл твердості індентування та твердості з використанням роботи вздовж радіуса зразка після КГТ сталі 08пс. Отримані результати дозволяють стверджувати, що твердість сталі 08пс після КГТ змінюється по радіусу зразка: від центру до периферії твердість зростає – $H_l = 3,4$ ГПа і $H_d = 6,0$ ГПа, відповідно.

Значення твердості, розраховані по роботі, трохи нижче, ніж твердість індентування і змінюється від 2,9 до 4,8 ГПа. Значення твердості на периферії в 2 рази вище, ніж твердість сталі в початковому гарячекатаному стані. Це також підтверджує факт локалізації деформації на периферії зразка [273].

Однією з важливих характеристик матеріалу є зіставлення його твердості H до модуля нормальної пружності E (модуль Юнга) H/E . Відомо [274-275], що величина H/E характеризує здатність матеріалу чинити опір зміні розмірів та форми в процесі деформації. Вона відображає сформовані на підставі стандартних механічних випробувань матеріалів уявлення про співвідношення їх пластичності. Величина H/E використовується також для характеристики здатності матеріалів до зносу при терті

(відображає деформаційні властивості грубої поверхні при контакті з гладкою поверхнею).

Для експериментального обчислення величини H/E виникає необхідність в достовірному і точному знаходженні значень твердості і модуля Юнга. При цьому досить раціонально визначати модуль пружності і твердість безпосередньо в одному експерименті по індентуванню матеріалу.

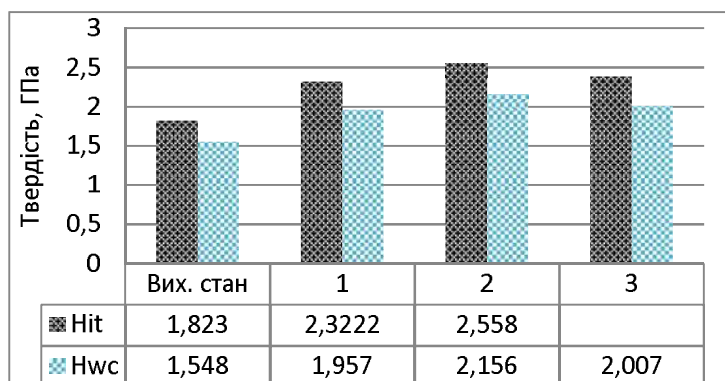
Автори статті [276], використовуючи автоматично записані діаграми індентування (зокрема, їх гілки розвантаження), першими застосували даний метод для визначення модуля Юнга. В основі їх моделі (в разі пружно-пластичної деформації матеріалу під індентором) лежить уявлення про те, що «якщо розвантаження здійснюється після припинення процесів релаксації під відбитком, то початкова стадія розвантаження є чисто пружною. На цьому етапі навантаження і розвантаження зворотні процеси і можуть бути описані методами теорії пружності».

Для використаного в роботі індентора Берковича фундаментальне рівняння має вигляд:

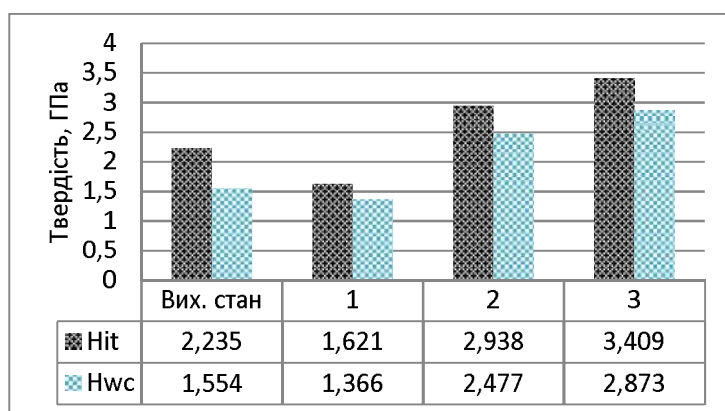
$$H_{IT}/E^* = 0,3206 \cdot (h_s / h_c) \quad (9.4)$$

де:

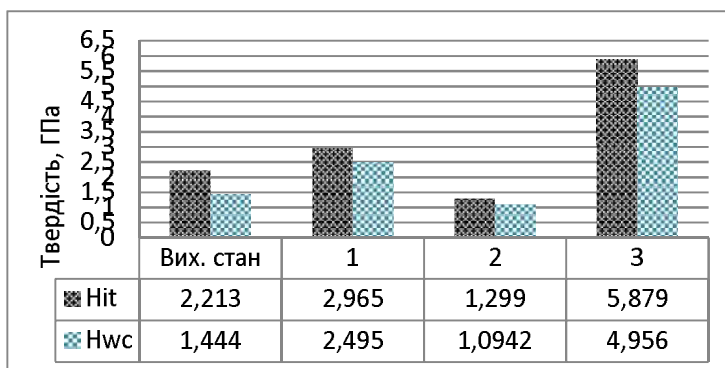
h_s – глибина впровадження індентора, протягом якої контакт з матеріалом відсутній в результаті чого утворилося в матеріалі поглиблення навколо індентора;



a



б



в

Рис. 9.12. Розподіл твердості інденування уздовж радіусу зразка для УНС у вихідному гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ

(1 – центр зразка, 2 – середина радіусу, 3 – периферія зразка):

a – 01ЮТА (N = 5); *б* – 01ЮТ (N = 5); *в* – 01ЮТ(Ca) (N = 3)

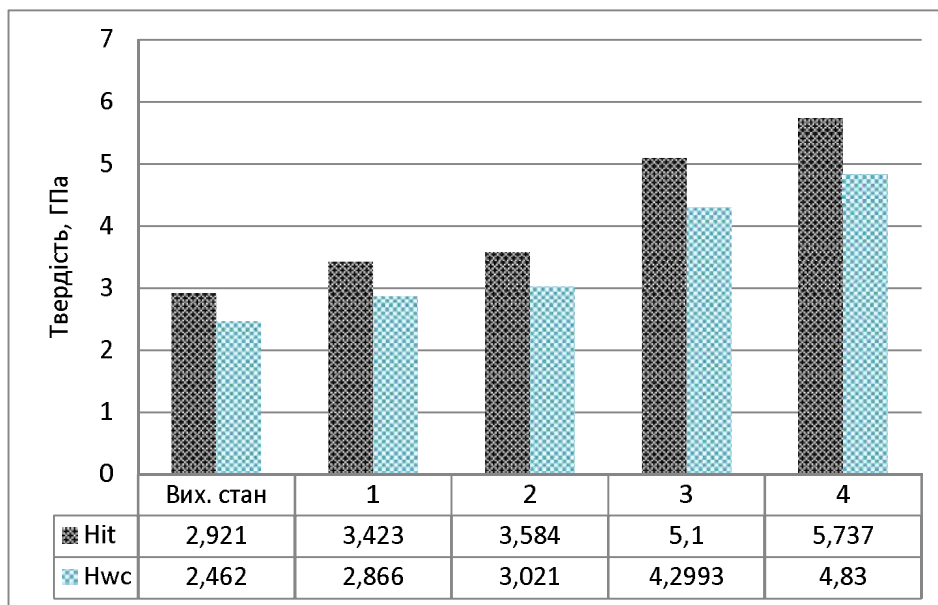


Рис. 9.13. Розподіл твердості індуентування уздовж радіусу зразка сталі 08пс у вихідному гарячекатаному стані та додаткової деформації методом КГТ (N = 5):

1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3, 4 – периферія зразка

$$h_s = 0,75 \cdot \frac{P_{max}}{dP/dh_{max}} \quad (9.5)$$

h_c – глибина впровадження, протягом якої здійснюється контакт між індентором і матеріалом після повного навантаження (до P_{max}).

Рівняння індуентування (9.4) відображає основні закономірності процесу індуентування і встановлює безпосередній зв'язок між твердістю H_{IT} , контактним модулем пружності E^* (а через нього при відомому коефіцієнті Пуассона - з модулем Юнга E матеріалу) і показниками діаграми індуентування h_c і h_s . Фізичний сенс відносини показників діаграми індуентування h_s/h_c полягає в тому, що ця величина характеризує пружну деформацію матеріалу в умовах навантаження методом індуентування без поєднання із залишковою деформацією (як це має місце в контактній області відбитка) [277].

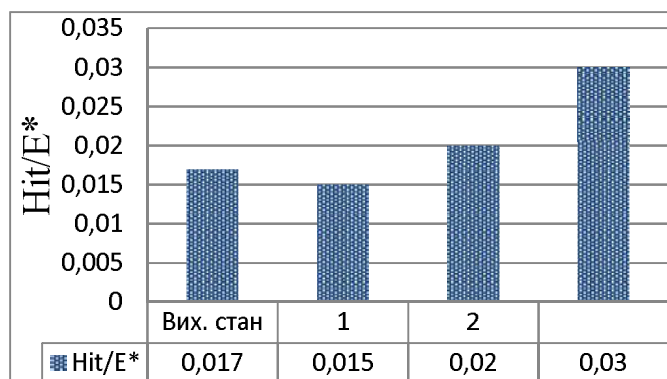
На рис. 9.14 показано розподіл величини H_{IT}/E^* уздовж радіусу зразків сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) у гарячекатаному стані та після КГТ. Розрахунки проводили згідно з формулою (9.4). Для сталі 01ЮТА в початковому гарячекатаному стані $H_{IT}/E^* = 0,017$, в процесі додаткової пластичної деформації методом КГТ величина H_{IT}/E^* збільшується від середини $H_{IT}/E^* = 0,02$ до периферії радіусу зразку $H_{IT}/E^* = 0,03$. Максимальне значення величини H_{IT}/E^* для сталі 01ЮТ спостерігається у вихідному гарячекатаному стані $H_{IT}/E^* = 0,032$. Після додаткової пластичної деформації методом КГТ величина H_{IT}/E^* для сталі 01ЮТ знижується відносно вихідного гарячекатаного стану, значення H_{IT}/E^* збільшуються від $H_{IT}/E^* = 0,018$ до $H_{IT}/E^* = 0,023$ вздовж радіусу зразку. Додаткова деформація сталі 01ЮТ(Са) методом КГТ призводить до нерівномірного розподілу значень H_{IT}/E^* : максимальні значення $H_{IT}/E^* = 0,033$ та $H_{IT}/E^* = 0,031$ в центрі та на периферії зразку, а мінімальне значення $H_{IT}/E^* = 0,016$ на середині радіусу зразку. В процесі КГТ значення H_{IT}/E^* зростає, що свідчить про наявність більшого внеску пружною деформації при комбінованій пластичній деформації.

Приведений розрахунок величини H_{IT}/E гарячекатаної сталі 08пс з подальшою деформацією методом КГТ (рис. 9.15).

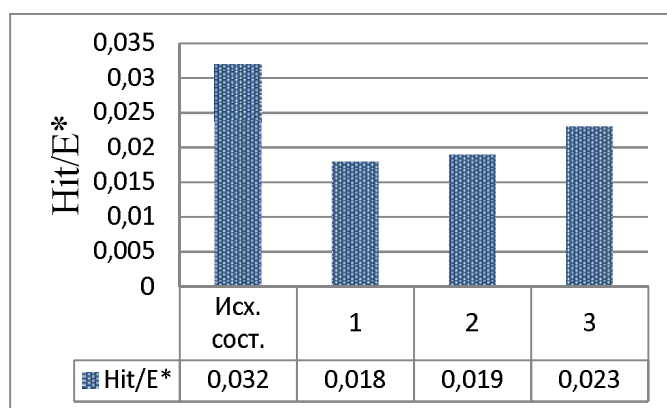
Аналіз рис. 9.15 свідчить про нерівномірний характер розподілу величини нормованої твердості H_{IT}/E вздовж радіусу зразку після додаткової пластичної деформації методом КГТ. Величина H_{IT}/E зростає від центру ($H_{IT}/E = 0,023$) до периферії (0,041). Відносно вихідного гарячекатаного стану значення нормованої твердості на периферії збільшується в 1,24 рази.

Відповідно до роботи [278] величина H_{IT}/E^* характеризує опір контактної пари матеріал-індентор пружній деформації в неконтактній області відбитка. Чим менше пружна деформація, тим менше величина h_s , тим менше H_{IT}/E^* .

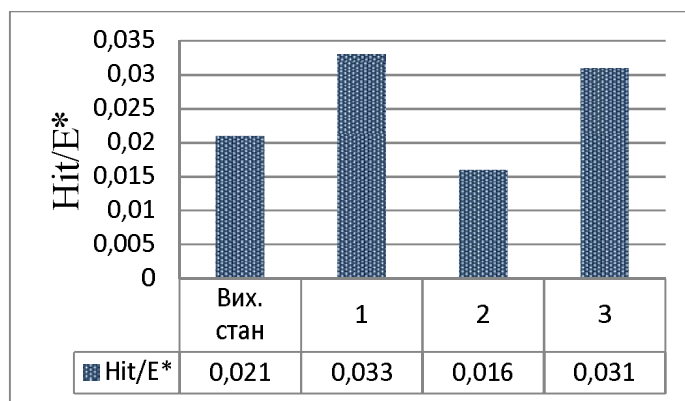
Теоретична твердість – це твердість, при якій відбиток індентора виникає в результаті пластичної деформації при напрузі, рівній теоретичній міцності на зсув [279].



а



б



в

Рис. 9.14. Нормована твердість H_{IT}/E^* УНС після гарячої та додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка (1 – центр зразка, 2 – середина радіусу, 3 – периферія зразка): а – 01ЮТА; б – 01ЮТ; в – 01ЮТ(Са)

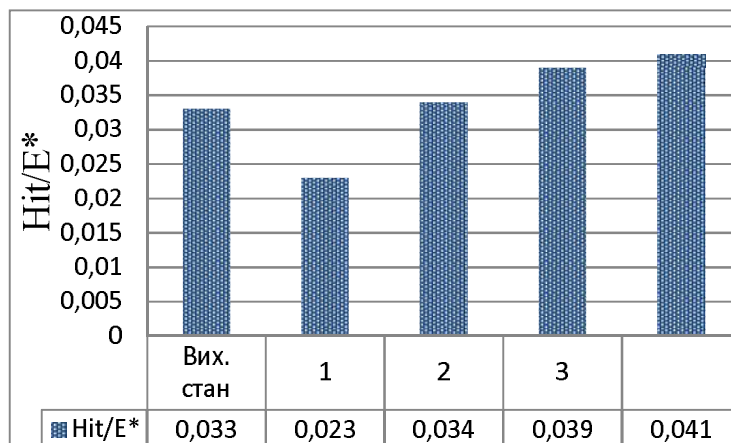


Рис. 9.15. Нормована твердість H_{IT}/E^* сталі 08пс у гарячекатаному стані та додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка:
1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3, 4 – периферія зразка

Величина $H_{гран}$ визначається константами пружності матеріалу та індентора (модуля Юнга і коефіцієнта Пуассона) і умовами індентування, зокрема тими параметрами, які впливають на константи пружності матеріалу і індентора, а також кутом заточки індентора. В рамках використаної моделі індентування [279] граничне значення твердості матеріалу $H_{гран}$ – це значення, яке отримано в таких умовах індентування, коли при навантаженні індентора глибина впровадження h_s досягає граничного максимально можливого значення, рівного $h_s = 0,36 \cdot h_{max}$, що відповідає граничному мінімальному значенню глибини впровадження $h_c^{min} = 0,64 \cdot h_{max}$ і константі індентування $h_s^{max}/h_c^{min}=0,5625$. Підстановка константи індентування $(h_s/h_c)_{гран}= 0,5625$ в рівняння індентування (9.4) приводить його до виду, з якого випливає принципова можливість існування граничного значення твердості $H_{гран}$ матеріалу:

$$H_{гран} = 0,386 \cdot ctg \alpha \cdot E^* \quad (9.6)$$

де: E^* – модуль пружності, ГПа; α – кут при вершині індентора.

Як видно, $H_{гран}$ визначається контактним модулем пружності E^* матеріалу (прямопропорційно) і кутом α при вершині індентора (знижується зі збільшенням кута α , тобто зі зменшенням загальної деформації матеріалу під індентором). Отже, для даного матеріалу значення величини $H_{гран}$ визначається константами пружності його і індентора (модулі Юнга і коефіцієнти Пуассона) і умовами індентування, зокрема тими параметрами, які впливають на константи пружності матеріалу і індентора, а також кутом заточки індентора.

Стосовно до індентора Берковича формула (9.6) набуває вигляду:

$$H_{гран}/E^* = 0,1803 \text{ або } H_{гран} = 0,1803 \cdot E^* \quad (9.7)$$

На рис. 9.16 показано розподіл значень $H_{гран}$ по радіусу зразка сталі 08пс.

Розподіл значень граничної твердості вздовж радіусу зразка носить нерівномірний характер. Значення $H_{гран}$ знижується від 38,19 ГПа до 29,8 ГПа. Фактором, який забезпечує досягнення граничної твердості, є наявність повністю пружної деформації матеріалу під індентором (діаграми навантаження та розвантаження співпадають) [280].

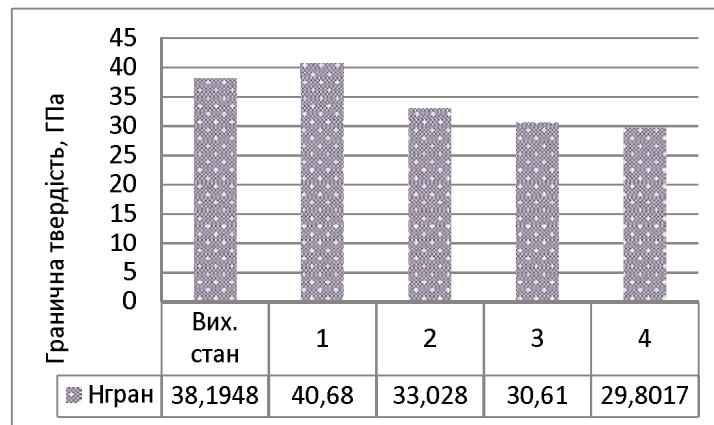


Рис. 9.16. Розподіл значень граничної твердості $H_{гран}$ вздовж зразка сталі 08пс у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ ($N = 5$):

1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3, 4 – периферія зразка

В роботі [281] отримано співвідношення, яке визначає не повну пружну деформацію у відбитку матеріалу (коли пружна деформація є частиною пружно-пластичної деформації), а тільки ту її частину, яка проявляється в неконтактній області відбитка, тобто відноситься до матеріалу, що знаходиться в поглибленні навколо індентора (матеріал відчуває тільки пружну деформацію ε_{es}). Для розрахунку позаконтактної пружної деформації при індентуванні використано формулу [281]:

$$\varepsilon_{es} = 0,0984 (h_s/h_c) = 0,307 (H_{IT}/E^*) \quad (9.7)$$

де:

h_s – глибина впровадження індентора, де контакт з матеріалом відсутній в результаті чого утворилося в матеріалі поглиблення навколо індентора;

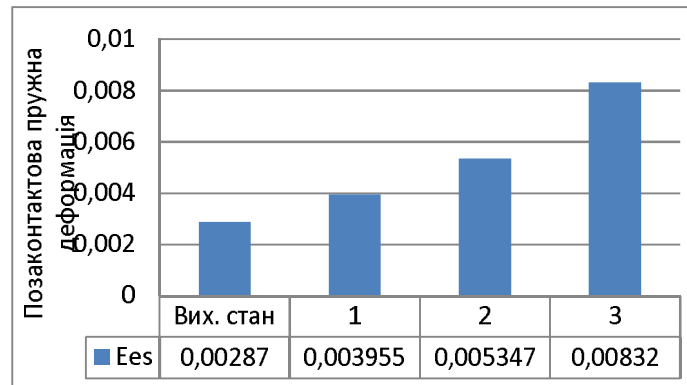
h_c – глибина впровадження, де здійснюється контакт між індентором та матеріалом після повного навантаження (до P_{max});

H_{IT}/E^* – здатність матеріалу чинити опір прикладеним зусиллям.

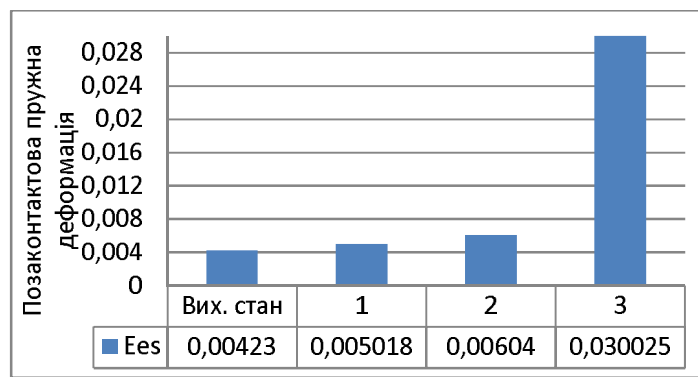
Згідно з формулою (9.7) розраховано позаконтактну пружну деформацію гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей після додаткової пластичної деформації методом кручення під гідростатичним тиском. Результати наведено на рис. 9.17.

Метод автоматичного індентування дозволяє визначити гранично можливе значення пружної деформації, яке може бути досягнуто в матеріалі, $\varepsilon_{es}^{гран} = 0,5625 \cdot \ln \sin \alpha$ (для індентора Берковича $\varepsilon_{es}^{гран} \approx 5,5\%$). Залежно від матеріалу та умов навантаження ця величина може виявитися достатньою або недостатньою для реалізації його реальних пружних властивостей. Розраховані значення величини пружної деформації вздовж радіусу зразків УНС сталей представлені на рис. 9.17.

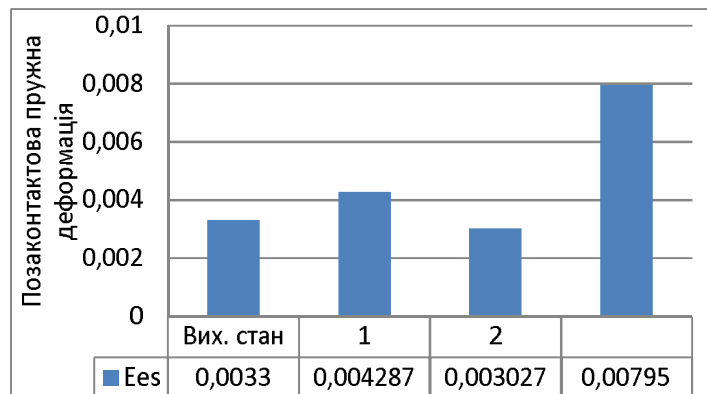
Аналіз рис. 9.17 підтверджує факт нерівномірного розподілу деформації вздовж радіусу зразка УНС. У гарячекатаному стані величина ε_{es} становить: для сталі 01ЮТА $\varepsilon_{es}=0,00287$, для сталі 01ЮТ $\varepsilon_{es}=0,00423$, а для сталі 01ЮТ(Са) становить $\varepsilon_{es}=0,0033$.



a



б



в

Рис. 9.17. Розподіл розрахункових величин пружної деформації вздовж радіусу зразків гарячекатаних УНС у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ (1 – центр зразка, 2 – середина радіусу, 3 – периферія зразка):
a – 01ЮТА, *б* – 01ЮТ, *в* – 01ЮТ(Са)

В процесі КГТ від центру до периферії значення ϵ_{es} збільшується від $\epsilon_{es}=0,003955$ до $\epsilon_{es}=0,00832$ для сталі 01ЮТА і від $\epsilon_{es}=0,005018$ до $\epsilon_{es}=0,1085$ для сталі 01ЮТ. Для сталі 01ЮТ(Са), яка містить кальцій, значення ϵ_{es} також збільшується від центру до периферії: від $\epsilon_{es}=0,004287$ до $\epsilon_{es}=0,00795$, однак на середині радіусу зразка спостерігається зниження $\epsilon_{es}=0,003027$.

Для сталі 08пс на рис. 9.18 представлені розрахункові значення позаконтактної пружної деформації гарячекатаної сталі 08пс після додаткової пластичної деформації методом КГТ.

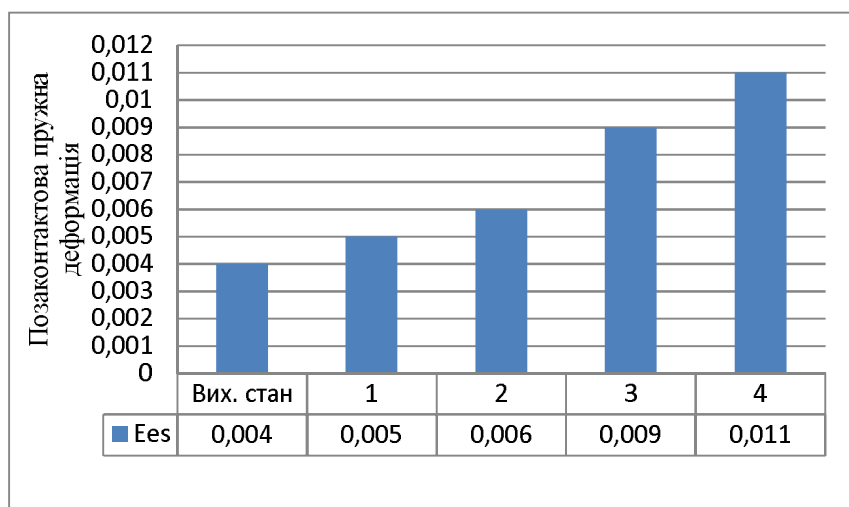


Рис. 9.18. Розрахункові значення пружної деформації сталі 08пс у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ вздовж радіусу зразка: 1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3,4 – периферія зразка

Проведено розрахунок значень пружної деформації, які також змінюються уздовж радіусу зразка: в центрі мінімальне значення $\epsilon_{es}= 0,004$, максимальне на периферії $\epsilon_{es}= 0,011$. Звідси випливає, що і пружні, і пластичні властивості матеріалу, які визначаються при індентуванні, контролюються величиною його пружної деформації.

На рис. 9.19 наведені розрахункові значення напружень позаконтактної пружної деформації та їх граничні величини для сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Са) в гарячекатаному стані та після КГТ.

Протягом глибини впровадження h_s зв'язок між позаконтактною пружною деформацією матеріалу і відповідною їй напругою може бути описаний виразом, аналогічним закону Гука (використання такого прийому обґрунтовано в роботі [282]).

$$\Sigma \mathcal{E}_s = E^* \cdot \varepsilon_{es} \quad (9.8)$$

$$\sigma_{es}^{гран} = E^* \cdot \varepsilon_{es}^{гран} \quad (9.9)$$

де:

E^* – модуль пружності, ГПа;

ε_{es} – позаконтактна пружна деформація;

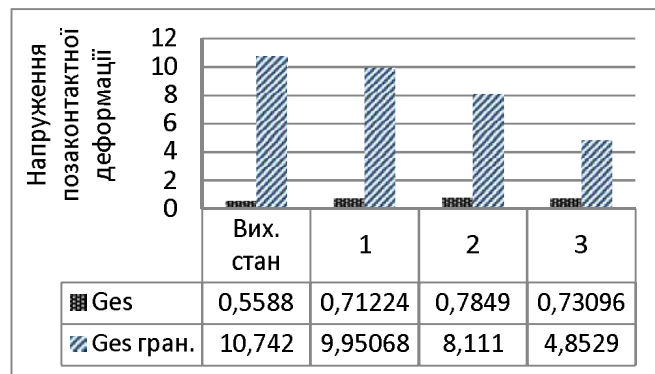
$\varepsilon_{es}^{гран}$ – гранична позаконтактна пружна деформація

Розподіл значень напружень позаконтактної пружної деформації уздовж радіуса зразка гарячекатаної сталі 08пс після додаткової пластичної деформації методом КГТ представлено на рис. 9.20.

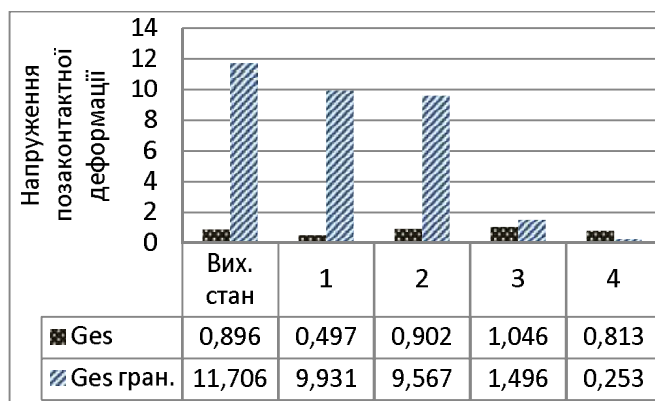
Значення напружень зростають, відповідно до значень позаконтактної пружної деформації (рис. 9.18). У гарячекатаному стані $\sigma_{es}=0,89$, після КГТ: мінімальні напруження в центрі зразка $\sigma_{es}=1,05$, а максимальні на периферії $\sigma_{es}=1,76$. Звідси випливає, що і пружні та пластичні властивості матеріалу, які визначаються при індентуванні, контролюються величиною його пружної деформації.

Перевірка співвідношення $\sigma_{es}=E \cdot \varepsilon_{es}$, виконана у випробуваннях на розрив та стиснення й зіставлена з теоретично отриманими даними інших авторів, показала його достовірність [283].

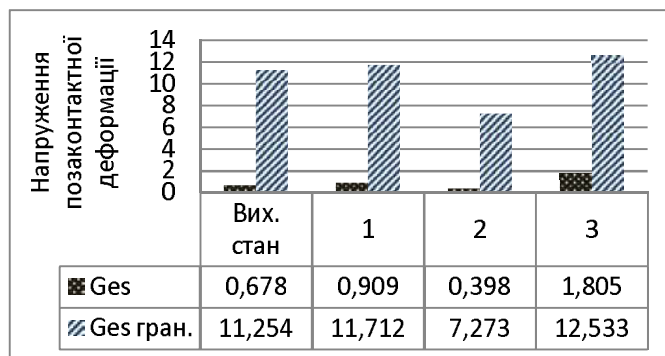
У фізиці міцності можна виділити дві фундаментальні властивості, які визначають механічну поведінку матеріалів: міцність і пластичність. Міцність матеріалу визначається його здатністю чинити опір прикладеній силі [284].



а



б



в

Рис. 9.19. Розподіл значень напружень позаконтактної пружної деформації та їх граничних розмірів для УНС у гарячекатаному стані та після подальшої деформації методом КГТ вздовж радіусу зразка (1 – центр зразка, 2 – середина радіусу, 3 – периферія зразка): а – 01ЮТА; б – 01ЮТ; в – 01ЮТ(Са)

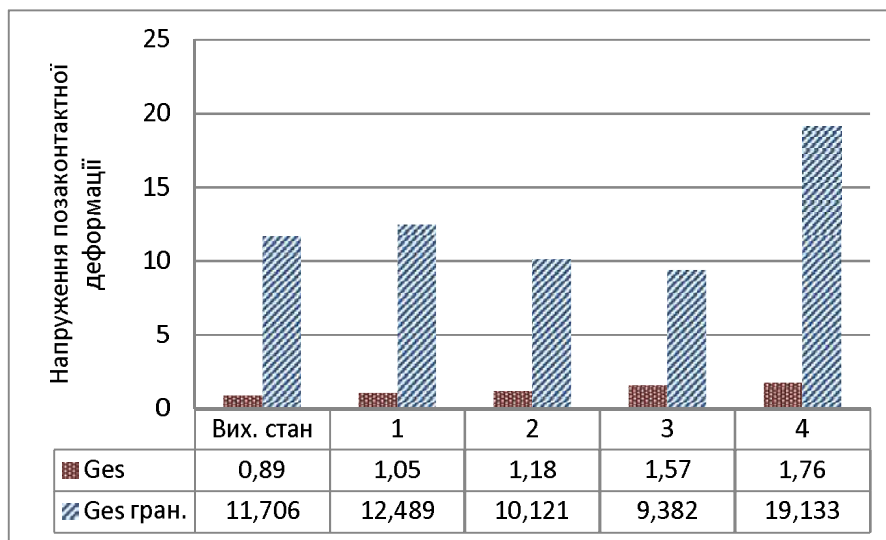


Рис. 9.20. Значення напружень позаконтактної пружної деформації та їх граничні величини сталі 08пс у гарячекатаному стані та після КГТ вздовж радіусу зразка:

1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3,4 – периферія зразка

Більш конкретно міцність твердих тіл може бути визначена як опір розриву тіла на дві або декілька частин. Міцність розраховується відповідно до цих визначень при випробуванні на розтяг, як руйнівне навантаження, поділене на площу поперечного перерізу зразка. У фізиці та інженерії пластичність визначається схильністю матеріалу піддаватися залишковим деформаціям під навантаженням [285]. Російськими класиками фізики міцності і пластичності А.Н. Орловим і В.Р. Регелем дано визначення пластичності, як «властивості твердих тіл незворотно деформуватися під дією зовнішніх сил або внутрішніх напружень» [286].

Зазвичай на практиці пластичність характеризують подовженням (δ) при випробуванні на розтяг або поперечним звуженням (ψ) до руйнування. Ці параметри матеріалу мають велике практичне значення, проте вони не повною мірою відображають зміст наведених вище визначень пластичності, так як визначають умови переходу від пластичної деформації до руйнування і не завжди корелюють із визначенням пластичності, як здатності матеріалу піддаватися залишковим деформаціям під навантаженням.

Дійсно, параметри δ і ψ визначаються не тільки пластичністю, але ще, принаймні, двома умовами: співвідношенням між напруженням течії і руйнівним напруженням, а також деформаційним зміцненням. Параметр δ зазвичай включає рівномірну деформацію і деформацію після утворення стабільної «шийки» і локалізації в ній деформації. Пластичність матеріалу, в її наведеному вище фізичному визначенні, повинна безперервно підвищуватися з ростом температури, оскільки підвищення температури полегшує рух дислокацій в твердих тілах (за винятком деяких інтерметалідів).

Тому доцільним виявилось введення нової характеристики пластичності, як частки пластичної деформації в загальній пружно-пластичній деформації. Така характеристика (відповідно фізичному визначенню пластичності, як здатності матеріалу до пластичної деформації) була запропонована в роботі [287] у вигляді безрозмірного параметру.

Ця характеристика пластичності може бути визначена при різних методах механічних випробувань (розтягнення, стиснення, вигин), але простіше визначати її при індентуванні пірамідальним індентором, як показано в роботах [277, 287].

При індентуванні малий обсяг матеріалу, що деформується і особливий характер полів напруження зменшують здатність до макроскопічного руйнування і різко знижують температуру холодноламкості, що робить можливим визначення твердості і характеристики пластичності для більшості матеріалів навіть при кріогенних температурах.

Для індентора Берковича характеристику пластичності δ_H , згідно [277] визначають за виразом:

$$\delta_H = 1 - 10,2 \cdot (1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HM}{E} \quad (9.9)$$

де:

ν – коефіцієнт Пуассона;

HM – твердість індентування, ГПа;

E – модуль пружності, ГПа.

Розрахунок характеристики пластичності δ_H необхідний при дослідженнях впливу хімічного складу, термомеханічної обробки і структурного стану на твердість, мікротвердість і нанотвердість матеріалів. Поєднання характеристик міцності та пластичності дозволяє більш повно характеризувати механічну поведінку матеріалу, ніж тільки твердість. Характеристику пластичності δ_A визначали відповідно до [282] та розраховували по відношенню площин на діаграмі безперервного вдавнення (рис. 9.21) за формулою (9.10).



Рис. 9.21. Діаграма навантаження індентора Берковича в координатах навантаження та переміщення індентора [282]

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = 1 - \frac{A_e}{A_t} \quad (9.10)$$

де:

A_e – площа під кривою розвантаження,

A_t – площа під кривою навантаження,

$A_p = A_t - A_e$.

Характеристика пластичності δ_A , визначена методом безперервного вдавнення, є аналогом безрозмірного параметра пластичності δ_n – частки пластичної деформації в загальній пружно-пластичній деформації під індентором, що характеризує здатність матеріалу до формозміни в процесі деформації.

Зміна характеристики пластичності δ_n у процесі накопичування деформації при осадженні гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей представлено на рис. 9.22.

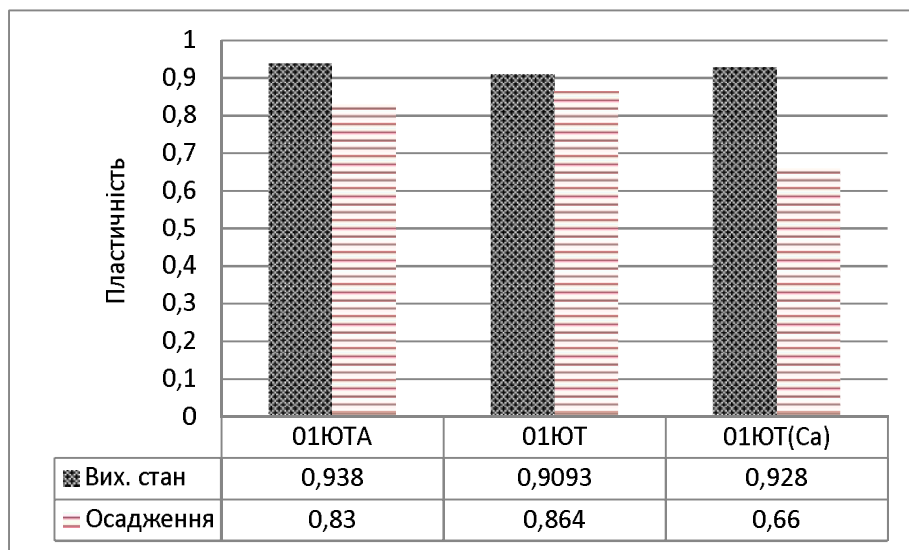
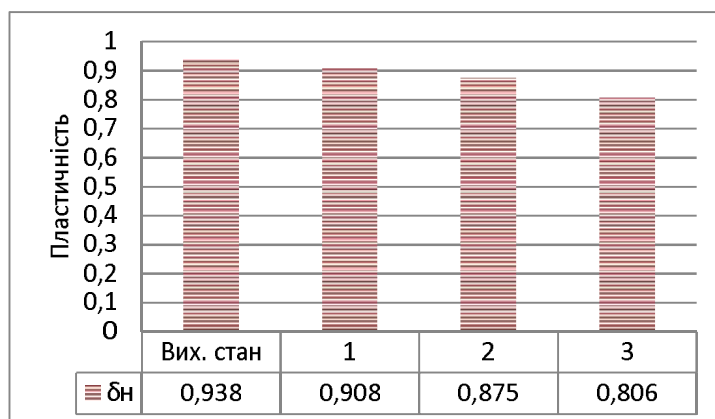


Рис. 9.22. Пластичність гарячекатаних УНС у гарячекатаному стані після деформації методом осадження

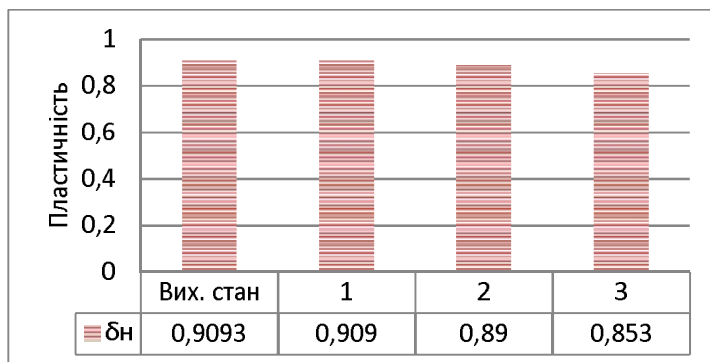
В процесі осадження сталей 01ЮТА, 01ЮТ, 01ЮТ(Ca) спостерігається зниження пластичності відносно гарячекатаного стану для всіх зразків досліджуваних сталей (рис. 9.22). Максимальне зниження характеристики пластичності характерне для сталі 01ЮТ(Ca) $\delta_n=0,66$, що на 71 % нижче ніж у вихідному гарячекатаному стані. Сталь 01ЮТ(Ca) після осадження має відносно високу твердість та низьку пластичність, що являється наслідком мікролегування кальцієм.

Зміну значень характеристик пластичності δ_n та δ_A після КГТ уздовж радіусу зразка для УНС, розрахованих за формулами (9.7) і (9.8), показано на рис. 9.23 і 9.24. Для сталей 01ЮТА і 01ЮТ спостерігається однаковий характер зміни пластичності δ_n :

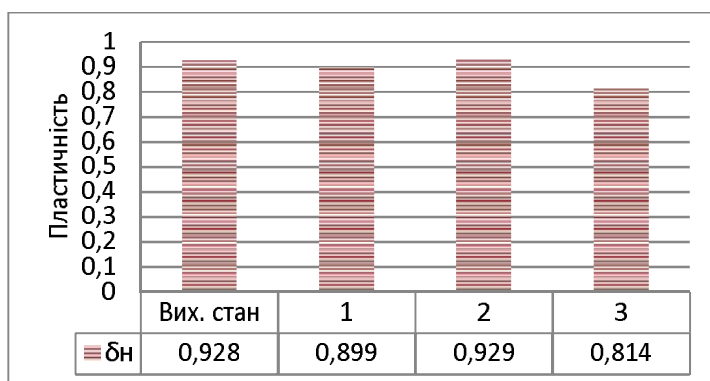
від центру до периферії пластичність знижується (рис. 9.23, *а, б*), що узгоджується з розподілом твердості вздовж радіусу зразка. Для сталі 01ЮТ(Са) спостерігається незначна зміна цієї залежності, пластичність середини зразка дорівнює вихідному значенню, а в центрі і на периферії пластичність нижче (рис. 9.23, *в*). Незважаючи на деяке зменшення модуля Юнга, підвищення твердості на периферії зразків досліджуваних УНС призводить до незначного зниження характеристики пластичності δ_H (до 0,8-0,85) гарячекатаних УНС, підданих КГТ. Встановлено, що пластичність (δ_A) УНС після КГТ знижується в міру віддалення від центру до периферії. Аналіз рис. 9.23 і рис. 9.24 показав хорошу узгодженість результатів вимірювання двома способами характеристики пластичності (δ_H і δ_A). Максимальні значення пластичності спостерігаються в центральній частині зразка сталей 01ЮТА (рис.9.23, *а*, та рис. 9.24, *а*), 01ЮТ (рис.9.23, *б* та рис. 9.24, *б*), 01ЮТ(Са) (рис.9.23, *а* та рис. 9.24, *а*). Пластичність δ_H і δ_A на периферії зразка досягає мінімальних значень, але при цьому пластичність зберігається на досить високому рівні, незважаючи на високі значення твердості. Розроблено спеціальні методики, які дозволяють дещо підвищити пластичність наноструктурних матеріалів. Найбільш відомі методи [288] підвищення пластичності наноструктурних матеріалів передбачають наступне: формування дуплекс-структури, що складається з нанорозмірних зерен і деякої кількості більших зерен, в яких ініціюється пластична деформація; формування нанодисперсних частинок другої фази, що викликають деформаційне зміцнення і підвищують деформацію до формування при розтягуванні стабільної шийки.



а

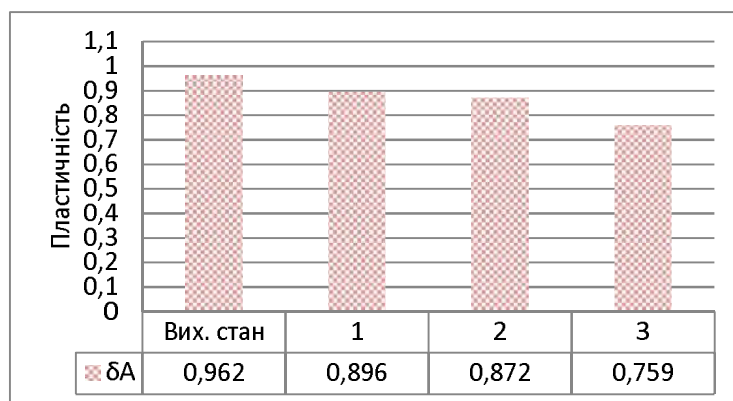


б

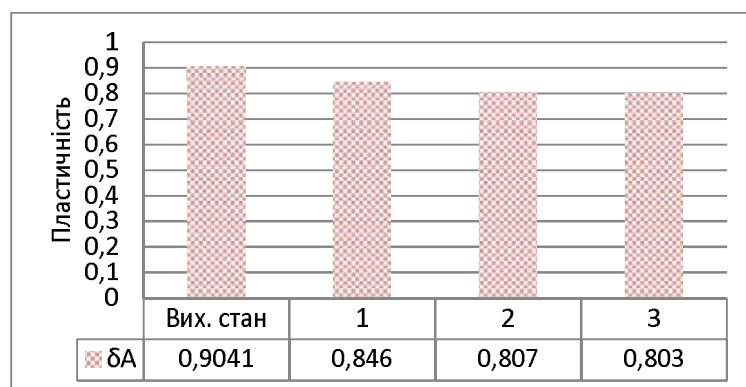


в

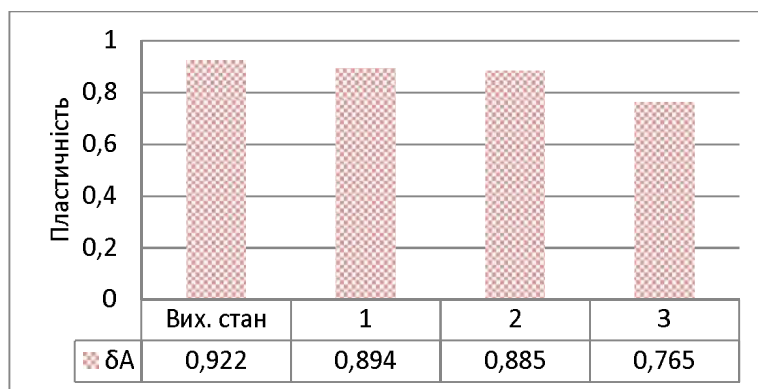
Рис. 9.23. Розподіл пластичності δ_n УНС у гарячекатаному стані та додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка (1 – центр, 2 – середина, 3 – периферія): а – 01ЮТА; б – 01ЮТ; в – 01ЮТ(Са)



а



б



в

Рис. 9.24. Розподіл пластичності δ_A УНС у гарячекатаному стані та додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка (1 – центр, 2 – середина, 3 – периферія): а – 01ЮТА; б – 01ЮТ; в – 01ЮТ(Са)

Можливість кількісно характеризувати пластичність ультрадрібнозернистих УНС, як і інших сталей, відкриває можливість пошуку шляхів підвищення пластичності цих матеріалів.

Для сталі 08пс ($\epsilon = 8,2 \%$) у вихідному стані значення характеристики пластичності становить $\delta_n = 0,901$. Падіння характеристик пластичності після КГТ пов'язано зі збільшенням показників твердості, викликане поверхневим зміцненням. Нерівномірний розподіл пластичності по радіусу зразка викликаний природою локалізації деформації в процесі КГТ на периферії зразка. При $e = 5,308$ і $H = 6,01$ ГПа, що відповідає значенням на периферії зразка, показник пластичності становить $\delta_n = 0,752$, в той час як в центральній зоні зразка, при $e = 3,8$ і $H = 3,4$ ГПа, $\delta_n = 0,892$, що дуже близько до значення показника пластичності у вихідному стані (рис. 5.25) [222].

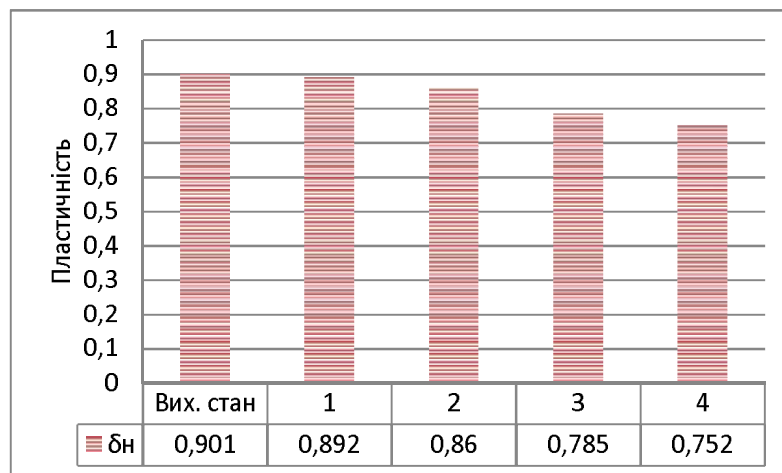


Рис. 9.25. Розподіл характеристики пластичності δ_n сталі 08пс у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка: 1 – центр; 2 – середина; 3,4 – периферія

Таким чином, характеристика пластичності δ_n визначається співвідношенням HM/E з підвищенням твердості значення характеристики пластичності знижуються при постійному модулі пружності E . При цьому ефект зниження пластичності при збільшенні твердості повинен посилюватися при одночасному зменшенні модуля Юнга.

Рис. 9.26 ілюструє зміну величини δ_A уздовж радіусу зразка сталі 08пс. Експериментальні дослідження показали, що з достатньою точністю $\delta_H \approx \delta_A$. У гарячекатаному стані $\delta_A=0,894$. Спостерігається падіння пластичності уздовж радіусу зразка від $\delta_A=0,884$ до $\delta_A=0,727$. При цьому визначення характеристики пластичності δ_A за формулою (5.10), на відміну від методики розрахунку характеристики δ_H , не вимагає визначення модуля Юнга, твердості та коефіцієнта Пуассона, що вносять деяку похибку в розрахунок.

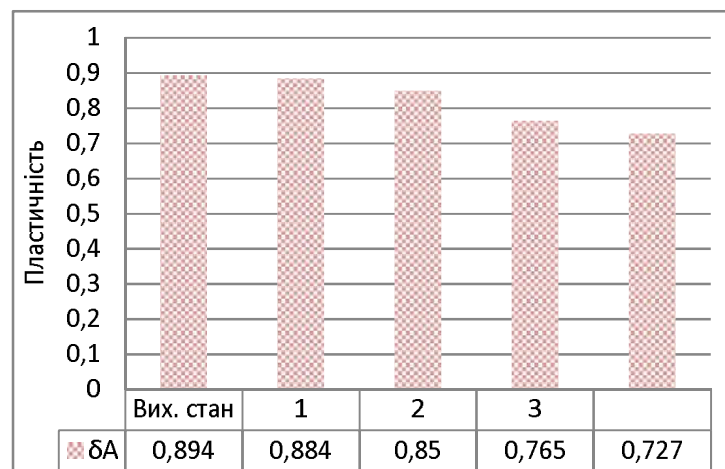


Рис. 9.26. Розподіл значень характеристики пластичності δ_A сталі 08пс у гарячекатаному стані та після додаткової деформації методом КГТ уздовж радіусу зразка: 1 – центр зразка; 2 – середина радіусу; 3,4 – периферія зразка

У сучасній фізиці міцності і пластичності матеріалів прийнято визначати пластичність схильністю матеріалу піддаватися залишковим деформаціям під навантаженням. На практиці пластичність зазвичай характеризують подовженням до руйнування δ .

Отже, при інтенсивній пластичній деформації методом КГТ пластичність гарячекатаних низько- та ультранизьковуглецевих сталей зберігається на досить високому рівні відносно гарячекатаного стану. Нерівномірний розподіл пластичності вздовж радіусу зразка викликаний природою локалізації деформації в процесі КГТ на периферії зразка

10 СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ДРІБНОЗЕРНИСТОЇ СТРУКТУРИ ГАРЯЧЕКАТАНИХ НИЗЬКО- ТА УЛЬТРАНИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Основне виробництво гарячекатаного листа зосереджено на безперервних широкополосних станах (БШС). Суттєвим недоліком при прокатці на цих станах даного виду металопродукції є неможливість дотримання оптимальних температурних умов закінчення гарячої прокатки. Прокатку листа закінчують в інтервалі критичних температур $A_{r3}-A_{r1}$, що приводить до утворення різнозернистої структури, яка не відповідає вимогам стандарту. Одним із способів отримання рівномірної структури тонкого листа є тепла прокатка при температурах нижче точки A_{r1} в області однофазної феритної структури металу. В результаті підвищується анізотропія та погіршується комплекс механічних властивостей і здатність листової сталі до витяжки.

З метою підвищення механічних властивостей та отримання рівномірної дрібнозернистої структури гарячекатаних ультранизьковуглецевих сталей запропоновано поєднати прокатку в міжкритичному інтервалі температур з холодною ковкою [289].

Схема комбінованої деформації ультранизьковуглецевих сталей представлена на рисунку 10.1.

Спочатку прокатка здійснюється в аустенітній області при $T = 1000^{\circ}\text{C}$, така температура підтримується в печах з моталками. Потім на зворотному рольганзі смуга охолоджується до $T = 600-650^{\circ}\text{C}$ і прокатується до кінцевої товщини в двофазному аустеніто-феритному інтервалі температур.

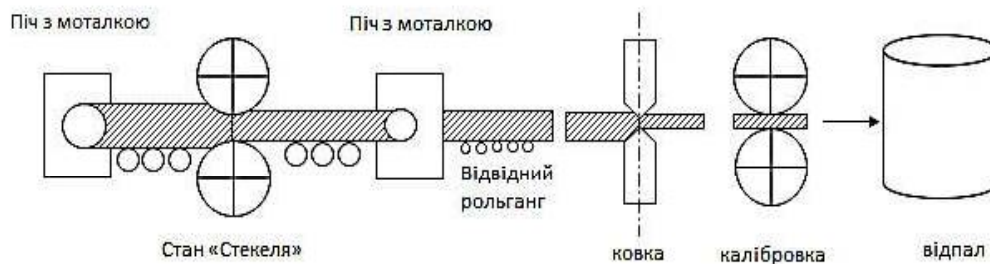


Рис. 10.1. Схема комбінованої деформації ультравуглецевих сталей

Сумарне обтискування при гарячій прокатці становить $\approx 90\%$. Після прокатки смуга піддається інтенсивному охолодженню до $T = 100-200^\circ\text{C}$. Прокатка й охолодження смуг сприяють формуванню нерекристалізованої феритної структури із зерном, орієнтованим в напрямку прокатки.

Наступний етап деформації гарячекатаних ультравуглецевих сталей полягає в холодній ковці. Сумарне обтискування при цьому становить $\approx 60-70\%$. Зерна фериту, як більш «м'яка» складова, під час кування подрібнюються. Після кування в смугах гарячекатаного листа спостерігається різнотовщинність, в зв'язку з чим сталь піддають калібруванню з малими обтискуваннями $\approx 10\%$.

Основним завершальним етапом комбінованої деформації згідно із схемою (рис. 10.1) є рекристалізаційний відпал при $T = 690^\circ\text{C}$ протягом 4 годин з подальшим охолодженням з печю. Метою рекристалізаційного відпалу є зняття наклепу і внутрішньої напруги в сталі після холодного осадження, що призводить до зниження твердості (в 1,3-2 рази), зменшення розміру зерна (в 3-4 рази) та збереженні пластичності на високому рівні ($\delta = 0,75-0,8$) у порівнянні з гарячекатаним станом.

Даний спосіб деформації листового металу з додатковою зсувною деформацією сприяє подрібненню зерен та підвищенню механічних характеристик виробу.

Спосіб прокатки листового металу з підвищеними механічними характеристиками включає вертикальний тиск валків на метал, горизонтальне

переміщення металу, поздовжню прокатку. Листовий метал додатково деформують шляхом зворотно-поступального переміщення валків вздовж осі валків під час прокатки в напрямі, протилежному один одному з амплітудою, що розраховується за формулою:

$$A=B/2 \quad (10.1)$$

де:

B – товщина листа.

Формула розрахунку амплітуди коливань вказана з урахуванням кута зсуву $\varphi = 45^\circ$. За такої умови амплітуда (A) дорівнює половині товщині листа (B), так як рух здійснюють обидва валка в протилежних напрямках.

Частота коливань розраховується за формулою:

$$v = \frac{V}{l} \cdot 6 \quad (10.2)$$

де:

V – швидкість прокатки;

l – довжина дуги контакту металу з валками.

Подрібнення зерен та підвищення механічних властивостей досягається тим, що під час прокатки валки здійснюють зворотно-поступальний рух у взаємно протилежному напрямі уздовж осі, вводячи таким чином додаткову зсувну деформацію, яка призводить до подрібнення зерен та підвищення механічних властивостей прокату. Спосіб полягає в тому, що листовий метал подається в прокатні валки, які здійснюють обертальний рух, а також зворотно-поступальний рух вздовж своєї осі. При цьому листовий метал обтискується по товщині з додатковою зсувною деформацією, що розповсюджується по товщі металу. Завдяки додатковій деформації реалізується подрібнення зерен та формування структури, яка забезпечує покращення

комплексу механічних властивостей: твердість індентування підвищується в 2-3 рази, модуль пружності зменшується в 1,5 рази, розмір зерна фериту зменшується в 5 раз у порівнянні з гарячекатаним станом.

На рис. 10.2 зображено схему прокатки, валки знаходяться в крайньому положенні, пунктирною лінією зображено їх положення при наступному переміщенні.

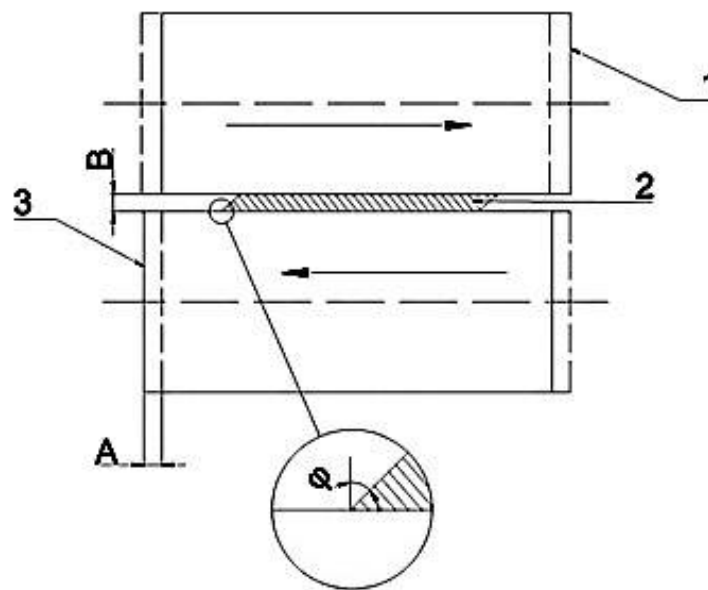


Рис. 10.2. Схема прокатки з додатковою зсувною деформацією:

1 – верхній валок, 2 – метал, що прокатується, 3 – нижній валок, A – амплітуда переміщення, φ – кут зсуву, B – товщина листового металу

Спосіб реалізується в наступній послідовності. Листовий метал 2 подається в стан, валки 1 і 3 якого обертаються в протилежних напрямках. Після захвату металу валками, валки починають здійснювати додатковий зворотно-поступальний рух вздовж своєї осі з амплітудою (A), проводячи таким чином зсув шарів металу, який призводить до подрібнення зерен металу та підвищення характеристик міцності зі збереженням запасу пластичності.

Застосування прийому додаткової зсувної деформації металу сприяє процесу подрібнення зерна, особливо в умовах високого тиску, який виникає в процесі листової прокатки. Високий тиск також забезпечує зсув шарів металу в товщі листа, перешкоджаючи прослизанню валків відносно металу.

Формула розрахунку частоти коливань (10.2) валків (v) включає величини швидкості прокатки (V), довжину дуги контакту металу з валками (l), та коефіцієнт обробки. Коефіцієнт обробки обрано виходячи зі ступеня деформації, яку необхідно внести для отримання необхідного підвищення механічних характеристик прокату. Ступінь зсувної деформації (γ) розраховується за формулою $\gamma = 2\pi r \frac{N}{h}$, де

N – число обертів,

h – товщина зразка,

r – радіус зразка, мм.

Розрахунки показують, що ступінь логарифмічної деформації, необхідний для значного підвищення комплексу механічних характеристик має складати 1,7. Коефіцієнт, наведений в формулі (10.2), показує: скільки разів одна ділянка листа піддається додатковій деформації зсуву з амплітудою (A), вносячи необхідний ступінь деформації.

ЛИТЕРАТУРА

1. Брандштеттер Д. Технология отжига в колпаковых печах. Современные концепции производства холоднокатаной тонколистовой стали для автомобилестроения / Брандштеттер Д. – М. : Тр. IV Конгресса прокатчиков (Магнитогорск, 16–19 октября 2001г.), 2002. – С. 227 – 236.
2. Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки. Технические условия: ГОСТ 9045 – 93. – [Действующий от 1997-01-01] - Минск : Издательство стандартов, 1993. – 10 с. – [Межгосударственный стандарт].
3. Якубовский О.Н. Влияние состояния твердого раствора подката на свойства холоднокатаных и непрерывно-отожженных низкоуглеродистых сталей типа 08Ю / О.Н. Якубовский, Л.М. Сторожева, В.А. Пименов // Производство проката. – 1998. – №11 – 12. С. 30 – 37.
4. Блек В. Разработка новой холоднокатаной стали для особо глубокой вытяжки / В. Блек, Р. Броде, А. Фельд // Черные металлы. – 1994. – август. – С. 19 – 27.
5. Потемкин В. К. Комплексное влияние технологических и структурных параметров на механические свойства холоднокатаной автомобильной стали / В.К. Потемкин, О.С. Хлыбов, А.В. Кусайло [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2002. – №2. – С.43 – 47.
6. Такеши Х. Результаты исследования листовой стали / Х. Такеши // Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности: Международный семинар, (Москва, 17–18 февраля 2004г.) / ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина. – Москва: ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина, 2004. – С. 46 – 56.
7. Родионова И.Г. Металловедческие аспекты повышения комплекса свойств холоднокатаного автолистового проката из микролегированных сталей /

И.Г. Родионова, И.Н. Чиркина, Т.М. Ефимова [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. - 2011. - №1. - С. 85-92.

8. Протасов А.В. Рациональный выбор оборудования для внепечной обработки стали в современном сталеплавильном цехе / А.В. Протасов, А.И. Майоров, И.В. Комолов // Бюллетень «Черная металлургия». – 2006. – №2. – С. 58 – 63.

9. Липухин Ю.В. Экономичная сталь для автомобильного листа повышенной прочности, штампуемости и коррозионной стойкости / Ю. В. Липухин, В. И. Славов, В. В. Кузнецов [и др.] // Сталь. – 1993. – №3. – С. 63 – 68.

10. Степанов А.А. Комплексное освоение технологии производства автолистовых IF-сталей в конвертерном производстве ОАО «Северсталь» / А.А. Степанов, С.Д. Зинченко, А.М. Ламухин [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2005. – №1. – С. 39 – 42.

11. Зинченко С.Д. Обработка жидкой стали на установках ковшевого вакуумирования / С.Д. Зинченко, СВ. Ефимов, М.В. Филатов [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2005. – №5. – С. 32 – 35.

12. Pradhan R. Cold-rolled interstitial-free steels: A discussion of some metallurgical topics. / R. Pradhan // Invited Lecture, Bethlehem Steel Research Labs, – P. 165 – 178.

13. Takechi H. Metallurgical aspects on interstitial free sheet steels from industrial viewpoints / H. Takechi // Iron and Steel Institute of Japan International. – V.34. – №1. – P. 1 – 8.

14. Юнграйтмайер А. Производство сверхнизкоуглеродистых сталей без фаз внедрения / А. Юнграйтмайер, Е. Писсенбергер, К. Бургшталлер // Новости черной металлургии за рубежом. – 2004. – №5. – С. 32 – 35.

15. Зинько Б.Ф. Особенности технологии выплавки IF-стали со сверхнизким содержанием примесей / Б.Ф. Зинько, А.А. Степанова, А.В. Изотов // Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности: Международный семинар, (Москва , 17 – 18 февраля 2004г.) /

ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина. – Москва : ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина, – 2004. – С. 57 – 64.

16. Лонгинов А.И. Поведение углерода и азота в процессе непрерывной разливки сталей типа IF при применении ШОС различных составов / А.И. Лонгинов, И.А. Петушков, С.В. Ефимов [и др.] // Металлург. – 2005. – №12. – С. 42 – 44.

17. Ниобийсодержащие низколегированные стали / [Хайстеркампф Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др.] – Москва : СП – Интермет инжиниринг. – 1999. – 90 с.

18. Нагамити Ц. Характер выделения титансодержащих фаз и свойства при растяжении образцов особонизкоуглеродистой холоднокатаной листовой стали / Ц. Нагамити, М. Мидзуми, А. Окамото [и др.] // Новости черной металлургии за рубежом. – 1997. – №1. – С.100 – 103.

19. Итами А. Разработка новых формуемых сталей для производства холоднокатаных листов для автомобильных панелей / А. Итами, К. Ушиода, Н. Кимура [и др.] // Новости черной металлургии за рубежом. – 1996. – №3. – С. 89 – 94.

20. Прокат из качественной конструкционной углеродистой и легированной стали для холодного выдавливания и высадки. Технические условия. : ГОСТ 10702–78 – [Действующий от 1980–01–01] – М.: Издательство официальное, 2006. – с. 12–13. [Межгосударственный стандарт].

21. Брюханов А.Н. Ковка и объёмная штамповка: учебное пособие [2–е изд., перераб.] / Брюханов А. Н. – Москва : Машиностроение, 1975. –408 с.

22. Ковка и штамповка: справочник в 4-х томах Т. 1–4 / [Аверкиев А.Ю. и др.; ред. Семенова Е. И.]. – М. : Машиностроение. – 1985.

23. Охрименко Я.М. Технология кузнечно-штамповочного производства: учебник. [2 издание; переработаное.] / Охрименко Я. М. – Москва : Машиностроение, 1976. – 548 с.

24. Процессы пластического структурообразования металлов / [В. М. Сегал, В. И. Резников, В. И Копылов. и др.] – М. : Наука и техника, 1994. – 232 с.

25. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – Москва : Логос, 2000. – 272 с.
26. Винтовая экструзия – Процесс накопления деформации / [Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г.]. – Д. : ТЕАН, 2003. – 87 с.
27. Бейгельзимер Я. Е. Устойчивость конструкций при деформациях простого и чистого сдвигов / Я. Е. Бейгельзимер, Н. М. Лавриненко // Наукові нотатки. – 2012. – Вип. 39. – С. 8–12.
28. Быков Ю.А. Способы получения конструкционных наноматериалов. Часть 1 / Ю.А. Быков, С.Д Карпухин. // Наноинженерия. – 2012. – №6. – С. 11–19.
29. Ultrafine grained materials III. Charlotte / [Zhu Y.T., Langdon T.G., Valiev R.Z., Semiatin S.L., Shin D.H., Lowe T.C.]. – North Carolina: TMS, 2004. – 702 p.
30. Ultrafine grained materials II / [Zhu Y.T., Langdon T.G., Mishra R.S., Semiatin S.L., Saran M.J., Lowe T.C.]. –Seattle (WA): TMS, 2002. – 686 p.
31. Ultrafine grained materials IV / [Zhu Y.T., Langdon T.G., Horita Z., Zehetbauer M., Semiatin S.L., Lowe T.C.]. – San Antonio (Texas): TMS; 2006. – 512 p.
32. Estrin Y. Nanomaterials by severe plastic deformation IV / Y. Estrin, H.J. Maier. –Zurich : TransTech, 2008. – 1200 p.
33. Wang J.T. Nanomaterials by severe plastic deformation V / Wang J.T., Figueiredo R.B., Langdon T.G. – Zurich. : TransTech, 2011. – 1300 p.
34. Sha G. Influence of equal-channel angular pressing on precipitation in an Al–Zn–Mg–Cu alloy / G. Sha, Y.B. Wang, X. Z. Liao, Z. C. Duan, S. P. Ringer, T.G. Langdon // Acta Mater. – 2009. – V.57. – P.3123
35. Jia D. Effects of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on constitutive behavior and shear bands in iron / D. Jia, K.T. Ramesh, E. Ma // Acta Mater. – 2003. – V.51. – P.3495 – 3509
36. Kecskes L. J. Grain size engineering of bcc refractory metals: Top-down and bottom-up – Application to tungsten / L. J. Kecskes, K. C. Cho, R. J. Dowding, B.E. Schuster, R.Z. Valiev, Q. Wei // Mater Science Engineering – 2007. – 467. – P. 33 – 43.

37. Song, R. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels / R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J.G. Speer, D.K. Matlock // *Mater Sci Eng.* – 2006. – V.441. – P. 1 – 17.
38. Liao X.Z. Nanostructures and deformation mechanisms in a cryogenically ballmilled Al–Mg alloy / X.Z. Liao, J.Y. Huang, Y.T. Zhu, F. Zhou, E.J. Lavernia. // *Phil. Mag.* – 2003. – V.83. – P. 3065 – 3075.
39. Hansen N. New discoveries in deformed metals / N. Hansen // *Met. Mater. Trans.* – 2001. – V.32. – P. 2917 – 2935.
40. Hughes D.A. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms / D.A. Hughes, N. Hansen // *Acta mater.* – 1997. – V.45. – P. 3871 – 3886.
41. Bracke L. Microstructure and texture evolution during cold rolling and annealing of a high Mn TWIP steel / L. Bracke, K. Verbeken, L. Kestens, J. Penning // *Acta Mater.* – 2009. – V.57. – P. 1512 – 1524.
42. Gutierrez-Urrutia I. Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt. %C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging / I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe. // *Acta Mater.* – 2011. – V.59. – P.6449 – 6462.
43. Wang Y.B. The role of stacking faults and twin boundaries in grain refinement of a Cu-Zn alloy processed by high-pressure torsion / Y.B. Wang, X.Z. Liao, Y.H. Zhao, E.J. Lavernia, S.P. Ringer, Z. Horita, T.G. Langdon, Y.T. Zhu. // *Mater Sci Eng:* – 2010. – A. 527. – P. 4959 – 4966.
44. An X.H. Influence of stacking-fault energy on the accommodation of severe shear strain in Cu-Al alloys during equal-channel angular pressing / X.H. An, Q.Y. Lin, S. Qu, G. Yang, S.D. Wu, Z.F. Zhang // *Journal Mater Research* – 2009. – V.24. – P.3636.
45. Hong, C.S. Nucleation and thickening of shear bands in nano-scale twin/matrix lamellae of a Cu-Al alloy processed by dynamic plastic deformation / C.S. Hong, N.R. Tao, X. Huang, K. Lu. // *Acta Mater.* – 2010. – V.58. – P. 3103 – 3116.
46. Venables, J.A. Deformation Twinning in Face-Centred Cubic Metals / J.A. Venables. // *Philos. Mag.* – 1961. – P.379 – 396.

47. Mahajan S. Formation of Deformation Twins in FCC Crystals/ S. Mahajan, G.Y. Chin // *Acta Metall.* – 1973. – V.21 (10). – P. 1353 – 1363.
48. Mahajan S. Critique of Mechanisms of Formation of Deformation, Annealing and Growth Twins: Face-centered Cubic Metals and Alloys / S. Mahajan. // *Scr. Mater.* – 2013. – V.68 (2). –P. 95 – 99.
49. Cohen B.A. Dislocation Model for Twinning in FCC Metals / B. Cohen, J. Weertman. // *Acta Metall.* – 1963. –V.11 (№8) – P.996 – 998.
50. Fujita H. A. Formation Mechanism of Mechanical Twins in FCC Metals / H. Fujita, Mori T. // *Scr. Metall.* – 1975. – V.9. – P. 631 – 636.
51. Niewczas M. Twinning Nucleation in Cu-8 at.% Al Single Crystals / M. Niewczas, G. Saada // *Philos. Mag.* – 2002. – V.82. – P.167 – 191.
52. Christian J.W. Deformation twinning / J.W. Christian, S. Mahajan. // *Prog. Mater. Sci.* – 1995. – V.39. – P. 1 – 157.
53. Wang J. Detwinning mechanisms for growth twins in face-centered cubic metals / J. Wang, N. Li, O. Anderoglu, X. Zhang, A. Misra, J.Y. Huang, J.P. Hirth // *Acta Mater.* – 2010. – V.58. – P. 2262 – 2270.
54. Y. Effect of stacking-fault energy on deformation twin thickness in Cu-Al alloys / Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu // *Scr. Mater.* – 2009. – V.60. – P.211 – 213.
55. Cao Y. De-twinning via secondary twinning in face-centered cubic alloys / Y. Cao, Y.B. Wang, Z.B. Chen, X.Z. Liao, M. Kawasaki, S.P. Ringer, T.G. Langdon, Y.T. Zhu // *Mater Sci. Eng.* – 2013. – V.578. – P.110 – 114.
56. Ni S. The effect of dislocation density on the interactions between dislocations and twin boundaries in nanocrystalline materials / S. Ni, Y.B. Wang, X.Z. Liao, R.B. Figueiredo, H.Q. Li, S.P. Ringer, T.G. Langdon, Y.T. Zhu // *Acta Mater.* – 2012. –V.60. – P. 3181 – 3189.
57. Hodge A.M. Twin stability in highly nanotwinned Cu under compression, torsion and tension / A.M. Hodge, T.A. Furnish, C.J. Shute, Y. Liao, X. Huang, C.S. Hong, Y.T. Zhu, T.W. Barbee, J.R. Weertman // *Scr. Mater.* – 2012. – V.66. – P.872 – 877.

58. Shute C.J. Detwinning, damage and crack initiation during cyclic loading of Cu samples containing aligned nanotwins / C.J. Shute, B.D. Myers, S. Xie, S.Y. Li, T.W. Barbee, A.M. Hodge, J.R. Weertman // *Acta Mater.* – 2011. – V.59. – P.4569 – 4577.
59. Wei Y. The kinetics and energetics of dislocation mediated de-twinning in nanotwinned face-centered cubic metals / Y. Wei // *Mater. Sci. Eng.* – 2011. – V.528. – P. 1558 – 1566.
60. Anderoglu O. Plastic flow stability of nanotwinned Cu foils / O. Anderoglu, A. Misra, J. Wang, R.G. Hoagland, J.P. Hirth, X. Zhang // *Int. J. Plasticity.* – 2010. – V.26. – P. 875 – 886.
61. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation (ed. by R.Z. Valiev). *Annales de Chimie. Science des Materiaux.* – 1996. – V.21. – № 6 – 7. – P.369 – 520.
62. Furukawa M. The use of severe plastic deformation for microstructural control / M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon // *Mater. Sci. Eng.* – 2002. – V.324. – P. 82 – 90.
63. Vorhauer A. The Influence of Type and Path of Deformation on the Microstructural Evolution during Severe Plastic Deformation / A. Vorhauer, R. Pippan, M.J. Zehetbauer, R.Z. Valiev // *Conference of Nanomaterials by severe plastic deformation: Fundamentals - Processing - Application (NanoSPD2).* – Vienna, Austria, 2002. – P. 684 – 690.
64. Xu C. The evolution of homogeneity in an aluminum alloy processed by high pressure torsion / C. Xu, Z. Horita, T.G. Langdon. // *Acta Mater.* – V.56. – 2008. – P. 5168 – 5176.
65. Langdon T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: achieving exceptional properties through grain refinement / T. G. Langdon // *Acta Materialia.* – 2013. – V.61 (19). – P.7035 – 7059.
66. Salishev G. Formation of submicrocrystalline structure in AlTi and Ti3Al intermetallics via hot working / G. Salishev, R. Imaev, V. Imaev et al. // *Kluwer Academic Publishers, Dordrecht,* – 2000. – V.80 – P. 49 – 56.

67. Пластическая деформация твердых тел под давлением: монография / [Р.И. Кузнецов, В.И. Быков, В.П. Чернышев, В.П. Пилюгин, Н.А. Ефремов, А.В. Пашеев] // ИФМУРО Академии наук СССР. – Свердловск, 1985. – 123 с.
68. Тупица Д.И. Фазовые переходы, вызываемые деформацией сплава Х29Н8 при высоком давлении / Д.И. Тупица, В.П. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Г.Г. Талутс, В.А. Теплов // ФММ. – 1986. – Т. 61. – №2. – С. 325 – 330.
69. Смирнова Н.А. Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях / Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.И. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Л.С. Давыдова, В.А. Сазонов. // ФММ. – 1986. – Т.61. – С. 1170 – 1177.
70. Смирнова Н.А. Особенности низкотемпературной рекристаллизации никеля и меди / Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.П. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, М.В. Дегтярев // ФММ. – 1986. – Т.62 (3). – С. 566 – 570.
71. Теплов В.А. Фазовый ОЦК → ГЦК переход, вызываемый деформацией под давлением сплава железо-никель / В.А. Теплов, В.П. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Д.И. Тупица, В.А. Шабашов, В.М. Гундырев // ФММ. – 1987. – Т.64. – № 1. – С. 93 – 100.
72. Zhilyaev A.P. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion / A.P. Zhilyaev, G.V. Nurislamova, B.K. Kim, M.D. Bar, J.A. Szpunar, T.G. Langdon // Acta Mater. – 2003. – V.51. – P. 753 – 765.
73. Zhilyaev A.P. Microhardness and microstructural evolution in pure nickel during high-pressure torsion / Zhilyaev A.P., Lee S., Nurislamova G.V., Valiev R.Z., Langdon T.G. // Scripta Mater. – 2001. – V.44 (12). – P. 2753 – 2758.
74. Valiev R.Z. Structure and deformation behavior of Armco iron subjected to severe plastic deformation / R.Z. Valiev, Yu.V. Ivanisenko, E. F. Rouch and B. Boudet // Acta Mater. – 1996. – V.44. – P.4705.
75. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов / Бернштейн М.Л. – М. : Металлургия, 1977. – 431 с.

76. Vorhauer A. On the homogeneity of deformation by high-pressure torsion / A. Vorhauer, R. Pippan // *Scr. Mater.* – 2004. – V.51. – P. 921 – 925.
77. Hebesberger T. Structure of Cu deformed by high pressure torsion / T. Hebesberger, H.P. Stewe, A. Vorhauer, F. Wetscher, R. Pippan. // *Acta Mater.* – 2005. – V.53. – P.393 – 402.
78. Pippan R. The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation / R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, I. Sabirov // *Adv. Eng. Mater.* – 2006. – V.8 (11). – P. 1046 – 1056.
79. Павлов В.А. Механические свойства и структура металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации/ В.А. Павлов, О.В. Антонов, А.П. Адаховский, А.А. Куранов, В.М. Алябьев, А.И. Дерягин // *ФММ.* –1984. – Т.58. – Вып.1 – С.177 – 184.
80. Ivanisenko Y. Nanostructure Formation and Carbides Dissolution in Rail Steel Deformed by High Pressure Torsion / Y. Ivanisenko, R.Z. Valiev, W. Lojkowski, A. Grob, H.J. Fecht. // *Ultrafine Grained Materials II*, TMS, Seattle, – 2002. – P. 47 – 54.
81. Ivanisenko, Y. Annealing behavior of nanostructured carbon steel produced by severe plastic deformation / Y. Ivanisenko, R.K. Wunderlich, R.Z. Valiev, H.J. Fecht. // *Scripta Mater.* – 2003. – V.49. – P.947 – 952.
82. Ivanisenko Y. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion / Y. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev, H.J. Fecht. // *Acta Mater.* – 2003. – V.51. – P.5555 – 5570.
83. Vorhauer A. Microstructure of Austenitic and Ferritic Steels Produced by Severe Plastic Deformation and Subsequent Annealing / A. Vorhauer, S. Kleber, R. Pippan // *Ultrafine Grained Materials III*: TMS. – 2004. – P 629 – 634.
84. Закирова А. А. Структура и механические свойства углеродистых сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации кручением / А.А. Закирова, Р. Г. Зарипова, В. И. Семенов // *Вестник УГАТУ* – 2008 – Т.11 – №2 (29) – С. 123 – 130.

85. Валиев Р. З. Наноструктурирование материалов интенсивной пластической деформацией для достижения перспективных свойств / Р. З. Валиев // ДомПечати, – 2006. –Т.1, – Вып. 4. – С. 215 – 229.
86. Humphreys F.J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – Pergamon, 1995. – 495 p.
87. Bhushan B. Nanoscale tribophysics and tribomechanics / B. Bhushan // Wear. – 1999. – P. 465 – 492.
88. Заяц Л. Ц. Структурная наследственность и перекристаллизация при быстрой аустенитизации системно-легированных сталей / Л. Ц. Заяц, Д. О. Панов, М. Г. Закирова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – №10(640). – С. 18 – 23.
89. Zayats L. T. Inheritance of structure and recrystallization in fast austenization of system-alloyed steels / L. T. Zayats, D. O. Panov, M. G. Zakirova // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol.50, № 9-10. – С. 473– 477.
90. Sudau P. Production of 1 mm thick hot rolled steel strip / P. Sudau , O.N. Jepsen // MPT Int.- 1998.- Vol.21.-№1.-P.50-51.
91. Battertt R. Thiu hit rolled strip chips away at cold rolled markets / R. Battertt // Metal Bull. Mon. – 1999. – Apr., Suppl. – P. 25,27-29.
92. Kuebler G. Hot mills pushing to make ultra-thin / G. Kuebler // 33 Metalproducing. – 1999. – 37. – № 7. – P.26 – 30.
93. Innovative tehnologies for strip production / Bald W., Kneppe G., Rosenthal D.,Sudau P. // Steel Times Int. – 2000. – 24. – №5. – P.16 – 19.
94. Thin gauge hot strip // A report on the ISS symposium, Toronto, May 1 and 2, Steel Times Int. – 2000. – 24. – №7. – P.30 – 34.
95. Ultra-dunnes Warmband hindet Zunehmend Anklang // Stahlmart. – 1998. - 48. – №1. – P. 26.
96. Современные тенденции развития технологии производства горячекатаных особотонких полос / В.Г.Иванченко, В.Т.Тилик, О.Н.Штехно [и др.] //

Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – 2004. – Вып. 7. – С. 286-293.

97. Дегнер М. Разработки в области производства сверхтонкой горячекатаной полосы / М. Дегнер, Т. Хеллер, П. Тезе // Черные металлы. – 2001. – Март – С. 24-26.

98. Руофф Е.Т. Новые технологии производства листовой стали и их влияние на станы холодной прокатки полосы и ее заказчиков / Е.Т. Руофф // Черные металлы. – 2000. – Октябрь. – С.44 – 48.

99. Производство особотонкой горячекатаной полосовой стали / В.А.Сацкий, А.Ю.Путноки, О.Н.Штехно [и др.] // Теория и практика металлургии. Изд-во Днепропетровск РИА «Днепр-VAL». – 2003. – №3 (35). С.50 – 55

100. Технология и оборудование, проблемы и перспективы бесконечной горячей прокатки на широкополосных станах / О.В. Дубина, А.Л. Остапенко, Л.А. Никитина [и др.] // Бюллетень «Черная металлургия». – 2002. – №5. – С. 10–30.

101. Исследование влияния ферритной прокатки на микроструктуру и механические свойства особотонкой листовой низкоуглеродистой стали / В.Г. Иванченко, С.Д. Адамский, В.Т. Тилик [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2000. – Вып. 7. – С. 67–69.

102. Иванченко В.Г. Температурно-деформационные режимы окончания прокатки, охлаждения и смотки горячекатаных полос / В.Г. Иванченко // В сб.науч.труд. «Технология прокатки и отделки широкополосной стали». – М.: Металлургия. (МЧМ СССР). – 1981. – № . – С.29–31.

103. Оптимизация технологии производства стали 08Ю с содержанием углерода менее 0,03% / Г.А. Куницын, А.П. Буданов, В.Л. Корнилов [и др.] // Металлург. – 2007. – №1. – С. 57–59.

104. Якубовский О. Н. Особонизкоуглеродистые стали как основа для производства автолиста / О. Н. Якубовский // Производство проката. – 1999. – №6. – С. 26–32.

105. Франценюк И.В. Современное металлургическое производство / И.В. Франценюк, Л.И. Франценюк. – М.: Металлургия, 1995. – 528 с.

106. Левченко Г.В. Исследование причин и образования крупнозернистой структуры в поверхностных слоях горячекатаного листового проката / Г.В. Левченко, С.А. Воробей, А.В. Янковский // Теория и практика металлургии.– 2004. – №2. – С. 49–53.

107. Воробей С.А. Исследование влияния температуры и степени деформации на величину зерна феррита в низкоуглеродистой листовой стали / С.А. Воробей, А.В. Янковский, Г.В. Левченко, В.Т. Тилик // Теория и практика металлургии.– 2004. – №5. – С. 25–29.

108. Исследование причин аномального роста зерен на поверхности подката стали 08Ю / В.Н. Скороходов, В.П. Настич, К.С. Коцарь [и др.] // Производство проката. – 1999. – №12. – С. 40–43.

109. Особенности формирования структуры листового проката при деформации в двухфазной аустенито–ферритной области / Г.В. Левченко, С.А. Воробей, А.М. Нестеренко [и др.] // Теория и практика металлургии.. – 2007. – №4–5. – С. 107–111.

110. Янковський О.В. Особливості формування структури тонких гарячекатаних штаб і розробка технологічних режимів, що запобігають утворенню різнозернистості: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня кандидата технічних наук: спец. 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» / О.В. Янковський.– Дніпропетровськ, 2005.– 20 с.

111. Франценюк И.В. Современные технологии производства металлопроката на Новолипецком металлургическом комбинате / Франценюк И.В., Франценюк Л.И. – М.: Академкнига, 2003. – 208 с.

112. Влияние условий охлаждения после горячей прокатки на структуру стали 3сп / М.А. Штремель, В.И. Лизунов, Ю.А. Мухин [и др.] // Сталь. – 1981. – №6. – С. 45–48.

113. Улучшение комплекса механических свойств путем управления температурным режимом прокатки / Ю.А. Мухин, А.Д. Белянский, А.Б. Бойко [и др.] // Сталь. – 1996. – №2. – С. 50–52.

114. О возможности управлять структурообразованием горячекатаной полосы на широкополосных станах / С.В. Денисов, А.Н. Завалишин, В.Е. Злов [и др.] // Производство проката. – 2004. – №6. – С. 5–8.
115. Ефименко С.П. Перспективы производства особотонкого горячекатаного листа / С.П.Ефименко, Ю.Ф.Тарасевич // Металлург. – 2000. – №4.– С.37–40.
116. Okamoto T. Manufacture of deepdrawing sheet by warm rolling / T. Okamoto, S. Hayashi // Sheet Metal Ind. – 1973. – 50. - №5. – P.297–302.
117. Бочков Н.Г. Производство качественной низкоуглеродистой листовой стали / Бочков Н.Г., Липухин Ю.В., Пименов А.Ф. – М.: Металлургия, 1983. – 188 с.
118. Гольдштейн М.И. Специальные стали: [учеб. для вузов] / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – [2-е изд., перераб. и доп.]. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
119. Новиков И.И. Металловедение: учебник в 2 т. / Под общей редакцией В.С. Золоторевского – М.: Издательский Дом МиСиС, 2009. - Т.1. –2009. – 496 с.
120. Бурко Д. Тонколистовые высокопластичные стали для штамповки деталей автомобиля / Д. Бурко, В. Пименов // Национальная металлургия. – 2001. – №2. – С. 81–86.
121. Беняковский М.А. Производство автомобильного листа / Беняковский М.А., Мазур В.Л., Мелешко В.И. - М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
122. Литвиненко Д.А. Холоднокатаная нестареющая сталь./ Денис Ануфриевич Литвиненко. – М.: Металлургия, 1968. – 168 с.
123. Дедек Вл. Полосовая сталь для глубокой вытяжки / Владимир Дедек // – М.: Металлургия, 1970. – 208 с.
124. Фонштейн М.Н. Металловедческие концепции совершенствования оборудования, технологии и марочного сортамента штампуемых холоднокатаных сталей / М.Н. Фонштейн // Сталь. – 1992. – №10. – С. 17–23.
125. Титов В. Стальной прокат для автомобильной промышленности за рубежом / В. Титов // Национальная металлургия. – 2004. – №5. – С. 84–89.

126. Современное состояние производства и применения IF-стали (по материалам Международной конференции « IF Steels 2003» / В.С. Юсупов, А.И. Трайно, В.В. Кузнецов, Э.А. Гарбер [и др.] Листопрокатное производство. – 2004. – №5. – С. 11–20.
127. Тихонов А.К. Стратегия применения сталей для автомобилестроения / А.К. Тихонов // Черная металлургия. – 2001. – №12. – С. 24–27.
128. Матвеев Б.Н. Совершенствование листовых сталей для автомобилестроения за рубежом / Б.Н. Матвеев // Черная металлургия. – 2001. – №7. – С. 6–14.
129. Иводитов В.А. Автомобильная сталь / В.А. Иводитов // Производство проката. – 2005. – №1. – С. 37–44.
130. Родионова И. Технологические аспекты производства сталей для автомобилестроения / И. Родионова, Г. Филиппов // Национальная металлургия. – 2004. – №2. – С. 93–97.
131. Сторожева Л.М. Ультранизкоуглеродистые стали для автомобилестроения с эффектом упрочнения при сушке готовых деталей / Л.М. Сторожева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – №9. – С. 9–17.
132. Гешелин В.Г. Влияние структуры и свойств автолистовой стали на устойчивость деталей кузова автомобилей / В.Г. Гешелин, А.Ф. Осипов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – №5. – С. 41–42.
133. Влияние ниобия, температур смотки и отжига на микроструктуру, механические свойства и эффект упрочнения при сушке ультранизкоуглеродистых сталей для автомобилестроения / Л.М. Сторожева, К. Эшер, Р. Боде [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – №3. – С. 6–12.
134. Влияние ниобия на рекристаллизацию ультранизкоуглеродистой холоднокатаной стали для автомобилестроения / Л.М. Сторожева, Д.А. Бурко, Е.М. Гринберг [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – №7. – С. 14–17.

135. Карлікова Я.П. Поліпшення структури і механічних властивостей товстолистового прокату з безперервнолитої сталі комплексним мікролегуванням: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металознавство і термічна обробка металів» / Я.П. Карлікова. – Маріуполь, 2010. – 18 с.
136. Пат. 2061780 Україна, C22C38/16. Сталь / Г.В. Левченко, А.И. Яценко, Р.Я. Шарафутдинов, С.А. Бурлаков, В.И. Куликов; Заявник та патентоволодар Інститут чорної металургії. – заявл. 17.07.1992; опубл. 10.06.1996, бюл. № 24.
137. Нестеренко А.М. Исследование взаимосвязи между параметрами структуры и механическими свойствами тонколистовых сталей // А.М. Нестеренко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – №1. – С. 45–48.
138. Долгова Л.И. Анализ методик определения коэффициентов пластической анизотропии R и показателя деформационного упрочнения // Сталь. – 1998. – С. 65–67.
139. Структура и свойства автолистовой стали. / [В.Л. Пилюшенко, А.И. Яценко, А.Д. Белянский и др.] – М.: Металлургия, 1996. – 164 с.
140. Мешков Ю.Я. Разрушение деформированной стали / Ю.Я. Мешков, Т.Н. Сердитова. – К.: Наукова думка, 1989. – 157 с.
141. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пикеринг Ф.Б. [пер. с англ. А.П. Башенко и др.]. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
142. Pankaj Development of IF Steel in Tata Steel – present scenario and Future strategy / M.D. Maheshwari, A. Chatterjee // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 22–28.
143. Освоение производства холоднокатаной полосы из IF-стали / Ф.В. Пивоваров, А.П. Буданов, Е.А. Кудряков [и др.] // Производство проката. – 2004. – №5. – С. 20–22.
144. Matlock D. K. Strengthening mechanism and their applications in extremely low C steels / D. K Matlock, D.M. Bruce, J.G. Speer // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 118–127.

145. Bleck W. Effect of strain rate and temperature on the mechanical properties of LC and IF Steels / W. Bleck, P. Larour // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 138–147.
146. Kojima N. Workhardening behavior of IF mild steel at high strain rate / N. Kojima, Y. Nakazawa, N. Mizui // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 163–166.
147. Oudin A. Influence of grain size on the deformation behaviour of a Ti–IF steel / A. Oudin, M. R. Barnett, P. D. Hodgson // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 329–336.
148. Hutchinson B. Mechanisms of texture development in deep-drawable steels / B. Hutchinson, P. Bate // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 337–346.
149. Tsuji N. Microstructure, texture and mechanical properties of ultrafine grained IF steel / N. Tsuji, R. Ueji, Y. Minamino // International Forum for the Properties and Application of IF Steels (IF Steels 2003). – 12–14 May 2003. – P. 347–356.
150. Колпаков С.С. Прогнозирование комплекса механических свойств автолистовой стали 08Ю / С.С. Колпаков, В.К. Потемкин, О.С. Хлыбов // Сталь. – 1998. – С. 60–65.
151. Гольдштейн В.Я. Влияние структуры горячекатаной полосы на текстурообразование в стали 08кп / В.Я. Гольдштейн, А.В. Серый, Д.Э. Вербовецкая // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – №5. – С. 14–16.
152. Грудев А.П. Теория прокатки. Учебник для вузов / Александр Петрович Грудев. – М.: Металлургия, 1988. – 240 с.
153. Качество листа и режимы непрерывной прокатки / Полухин П.И., Заугольников Д.Н., Тылкин М.А. и др. – Алма-Ата: изд-во Наука Казахской ССР. – 1974. – 400 с.
154. Франценюк И.В. Современное металлургическое производство / И.В. Франценюк, Л.И. Франценюк. – М.: Металлургия, 1995. – 528 с.

155. Новиков И.И. Металловедение, термическая обработка и рентгенография: [учеб. для вузов] / Новиков И.И., Строганов В.Б., Новиков А.И. – М.: МИСИС, 1994. – 480 с.
156. Гладштейн Л.И. Структура аустенита и свойства горячекатаной стали / Л.И. Гладштейн, Литвиненко Д.А., Онучин Л.Г. – М.: Металлургия, 1983. – 112 с.
157. Бельченко Г.И. Основы металлографии и пластической деформации стали / Г.И. Бельченко, С.И. Губенко. – Киев–Донецк: Вища школа, 1987. – 240 с.
158. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов / Марк Львович Бернштейн. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
159. Шкатов В.В. Прогнозирование критической деформации, соответствующей началу динамической рекристаллизации в сталях / В.В. Шкатов, М.И. Шкатов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – №3. – С. 59–61.
160. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія: підручник / [О.М. Бялик, С.Є. Кондратюк, М.В. Кіндрачук та ін.]. – К.: Політехніка, 2006. – 328 с.
161. Воронков С.М. Влияние условий охлаждения на стане 2000 ОАО ММК на структуру и свойства горячекатаной стали 08Ю / С.М. Воронков, А.Н. Завалищин, Н.Н. Карагодин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – №4. – С. 29–30.
162. Влияние температурного режима конца прокатки и охлаждения на структурообразование в низкоуглеродистых и особоуглеродистых сталях / Завалищин А.Н., Завалищин Г.А., Крынина Л.В., Плаксина А.А. [и др.] // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. научных трудов. – 2002. – Вып. 3. – С. 418–431.
163. Макклиток Ф. Деформация и разрушение материалов / Макклиток Ф., Аргон А. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
164. Бернштейн М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, Займовский Л.А. - М.: Металлургия, 1979. – 494 с.
165. Коцарь С.Л. Технология листопрокатного производства / Коцарь С.Л., Белянский А. Д., Мухин Ю.А. – М.: Металлургия, 1997. – 272 с.

166. Губенко С.И. Деформация металлических материалов / С.И. Губенко, В.В. Парусов– Д.: Арт-пресс, 2006. – 316 с.
167. Гольдштейн В.Я. Исследование процесса кристаллизации стали 08кп / В.Я. Гольдштейн, Д.Э. Вербовета // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1973. – №1. – С. 17–20.
168. Штремель М.А. Влияние условий охлаждения после горячей прокатки на структуру стали Ст3сп / М.А. Штремель, В.И. Лизунов, Ю.А. Мухин, О.В. Максимов и др. // Сталь. – 1981. – №6. – С. 70–73.
169. Зайдман И.Д. Рекристаллизация в кремнистом железе, подвергнутом критической деформации / Зайдман И.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974. – №2. – С. 420–425.
170. Лахтин Ю.М. Материаловедение: [учеб. для вузов] / Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. – [2-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
171. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / Семен Самуилович Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
172. Пшетакевич В. Беззародышевый механизм аномального роста зерен в металлах / В. Пшетакевич // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1982. – №2. – С. 60–61.
173. Горелик С.С. О природе кажущейся коалесценции зерен // С.С. Горелик, С.П. Барабанов, Ю.П. Белолипецкий // Физика металлов и металловедение. – 1974. – т. 37 Вып. 5. – С. 50–52.
174. Марвин В.Б. К вопросу о классификации движущих сил миграции границ зерен в металлах / В.Б. Марвин, Л.А. Марвина, С.В. Марвин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2005. – №12. – С. 28–31.
175. Горелик С.С. Рекристаллизация горячедеформированных аустенитных и ферритных сталей при непрерывном охлаждении / С.С. Горелик, Ю.П. Гуль, В.М. Янковский, И.С. Халлач // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – №7. – С. 5–9.

176. Парусов В.В. Влияние исходной величины зерна на свойства стали для холодной объемной штамповки / В.В. Парусов, В.А. Олейник, Л.В. Подобедов, А.М. Нестеренко // Сталь. – 1989. – №4. – С. 77–80.
177. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов / Гуляев Александр Павлович. – [6-е изд. перераб. и доп.] – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
178. Бородкина М.М. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов / М.М. Бородкина, Э.Н. Спектор // – М.: Металлургия, 1981. – 272 с.
179. Вассерман Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен – М.: Металлургия, 1969. – 655 с.
180. Бочков Н.Г. Производство качественной низкоуглеродистой листовой стали / Н.Г. Бочков, О.В. Липухин, А.Ф. Пименов и др. – М.: Металлургия. – 1983. – 184 с.
181. Лякишев Н.П. Кристаллографическая текстура и механические свойства листов стали 09Г2ФБ / Н.П. Лякишев, В.Ф. Шамрай, И.В. Эгиз, Л.И. Эфрон, В.И. Изотов, Ю.И. Матросов // Металлы. – 2003. – №4. – С. 93–97.
182. Сенума Т. Формирование текстуры в листах титаносодержащей особонизкоуглеродистой стали, подвергнутой горячей прокатке ниже температуры превращения Ar_3 / Т. Сенума, Х. Яда, Е. Мацумура, К. Ямада // Тецу то хагане. – 1987. – Т. 73. – №11. – С. 1598–1605.
183. Матвеев Б.Н. Горячая прокатка со смазкой в чистовых группах полосовых станов / Б.Н. Матвеев // Бюллетень ин-та Черметинформ. Черная металлургия. – 2005. – №12. – С. 51–55.
184. Eicyelkraut H. A Theory of Texture on rolled Grain growth – II. Numerical and Analytical Treatment of Grain growth in the Presence of Two Texture Components / H. Eicyelkraut, G. Abbruzzese and K. Lucke // Acta Metallurgica. – 1988. – №3.
185. Abbruzzese G. A Theory of Texture on rolled Grain growth – I. Derivation and General Discussion of the Model / G. Abbruzzese, K. Lucke // Acta Metallurgical. – 1986. – №3.

186. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография / Саркис Андреевич Салтыков. – [3-е изд.]. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

187. Прокат тонколистовой из углеродистой стали качественной и обыкновенного качества общего назначения. Технические условия: ГОСТ 16523-97. – [Действующий от 2000-01-01] – М.: Издательство стандартов, 1997. – 10 с. – [Межгосударственный стандарт].

188. Влияние величины зерна, температуры и скорости деформации на прочностные и пластические характеристики малоуглеродистых сталей / А.Н. Гладких, В.М. Соленов, Л.В. Семенов [и др.] // Известия ВУЗов. ЧМ. – 1967. – №7. – С. 101–105.

189. В.З. Куцова Структуроутворення і властивості низьковуглецевої сталі після прокатки в субкритичному інтервалі температур / Куцова В.З., Путнокі О.Ю., Іванченко В.Г. та ін. // Новини науки Придніпров'я, 2012. – №2. – С. 17-20.

190. Прокатка автолистовой стали / [Ксензук Ф.А., Трощенко Н.А., Чекмарев А.П., Сафьян М.М. и др.]. – М.: Металлургия, 1969. – 296 с.

191. Йех Я. Термическая обработка стали / Ярослав Йех; [пер. с чешского И.А. Грязновой]. – М.: Металлургия, 1979. – 215 с.

192. Гусева С.С. Непрерывная термическая обработка автолистовой стали / Гусева С.С., Гуренко В.Д., Зварковский Ю.Д. – М: «Металлургия», 1979. – 224 с.

193. В.З. Куцова Особливості формування структури та властивостей низьковуглецевого тонколистового прокату / Куцова В.З., Путнокі О.Ю., Іванченко В.Г. та ін. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – № 7. – С. 261-265.

194. В.З. Куцова Електронномікроскопічні дослідження структури та властивості деформованої низьковуглецевої сталі / Куцова В.З., Путнокі О.Ю., Іванченко В.Г. та ін. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2011. - №24. - С. 218-224.

195. Влияние химического состава на однородность микроструктуры тонких горячекатаных полос из низколегированных сталей / Г.В. Левченко, А.М. Нестеренко, С.А. Воробей [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2009. – №4. – С. 46–49.
196. Франценюк И.В. Ускоренное охлаждение листа / И.В. Франценюк, А.Е. Захаров. – М.: Металлургия, 1992. – 186 с.
197. Структура, распределение элементов и свойства ультранизкоуглеродистой стали 01ЮТ / В.З. Куцова, Т.В. Котова, В.Г. Иванченко [и др.] // МТОМ. – 2008. – № 4. – С. 62–71.
198. Структура, распределение элементов и свойства горячекатаной листовой низкоуглеродистой стали 08пс / А.Ю. Путники, В.Т. Тилик, В.Г. Иванченко, В.З. Куцова, Т.В. Котова, А.А. Черноиваненко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2009. – Вып. 20. – С. 196–205.
199. Куцова В.З. Розподіл вуглецю в структурі листової сталі 08пс після обробки тиском / В.З. Куцова, Т.В. Котова, В.Г. Иванченко // Теория и практика металлургии. – 2010. – №3–4. – С. 75–78.
200. Іващенко В.Ю. Вдосконалення технології термоциклічної обробки з метою підвищення властивостей інструменту для гарячого деформування металу: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металознавство і термічна обробка металів» / В.Ю. Іващенко. – Маріуполь, 2010. – 21 с.
201. Формирование кристаллографической текстуры в легированных титаном IF-сталях / Ю.С. Лукин, С.В. Бахтин, А.С. Лукин [и др.] // Сталь. – 2009. – №11. – С. 85–87.
202. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев и др. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
203. Котова Т.В. «Структура і властивості низьковуглецевих тонколистових сталей після деформації в субкритичному інтервалі температур: автореф. дис. на

здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / Т.В. Котова. – Дніпропетровськ, 2011. – 20 с.

204. Левченко Г.В. Влияние условий горячей прокатки и последующего охлаждения на особенности формирования разнотекстурности в низкоуглеродистой тонколистовой стали / Г.В. Левченко, С.А. Воробей А.М. Нестеренко, А.В. Янковский // Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті. – 2005. – Том 8. Пластична деформація металів. Дніпропетровськ: «Системні технології» – С. 203–206.

205. Дилламор И.Л. Рекристаллизация металлических материалов / Дилламор И.Л. – М.: Металлургия, 1982. – 252 с.

206. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / Илья Изриэлович Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

207. Мешков Ю.Я. Взаимосвязь между механическими характеристиками прочности и пластичности конструкционных сплавов / Ю.Я. Мешков, С.А. Котречко, Г.П. Зимица // Строительство, материаловедение машиностроение. – 2008. – Вып. 45, Ч.1. – С. 12–20.

208. Грицай Т.В. Закономірності впливу температурно-деформаційних параметрів обробки низьковуглецевої тонколистової сталі на формування рівномірної структури: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металознавство і термічна обробка металів» / Т.В. Грицай. – Дніпропетровськ, 2010. – 21 с.

209. Хулька К. Уровень развития и применения сталей IF / К. Хулька, Ф. Хайстеркамп // Сталь. – 1990. – № 9. – С. 24–28.

210. Алкалай Ю. Математическая модель исследования и прогнозирования микроструктуры и физико-механических свойств горячекатаной малоуглеродистой стали // Ю. Алкалай, А. Гаджов // Тр. 3-й международной конференции «Повышение качества использования полосовых сталей». Готтвальдов. – 1986. – С. 211–217.

211. Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном

микроскопе / С.Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, М.М. Мышляев [и др.] // Физика твердого тела. – 2005 – Т. 47, Вып. 7. С. 1217-1225.

212. Русаков Г.М. Трансляционная симметрия и энергия специальных границ зерен / Г.М. Русаков // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. научных трудов. – 2001. – Вып. 2. – С. 242–290.

213. Орлов А.Н. Атомная структура межзеренных границ / Орлов А.Н. – М.: Мир, 1978. – 282 с.

214. Структура межкристаллитных и межфазных границ / [Косевич В.М., Гевлев В.М., Палатник Л.С., Федоренко А.И.]. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.

215. Бокштейн Б.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах / Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

216. Копецкий Ч.В. Границы зерен в чистых материалах / Копецкий Ч.В., Орлов А.Н., Фионова Л.К. – М.: Наука, 1987. – 160 с.

217. Кудряев И.П. Текстуры в металлах и сплавах / Кудряев Игорь Павлович. – М.: Металлургия, 1965. – 292 с.

218. Большаков В.И. Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин // Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions. – Warsaw, 2007. – V. 15. – P. 73 – 80.

219. Теория образования текстур в металлах / [Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В.]. – М.: Наука, 1979. – 343 с.

220. Tsuji N. Microstructure, texture and mechanical properties of ultrafine grained IF steel / N. Tsuji, R. Ueki, Y. Minamino ; International Forum for the Properties and Application of IF Steels (12–14 May 2003). – P. 347 – 356.

221. Куцова В.З. Формирование микроструктуры и микротвердости горячекатаных IF-сталей после холодной осадки и отжига / В.З. Куцова, Г.П. Плющенко, Т.В. Котова, В.Г. Иванченко // Металознавство та термічна обробка металів. – 2015. – №5. – С. 75 – 82.

222. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. ГОСТ 5640-68. – [Действующий от 31.10.1968] – М.: Издательство стандартов, 1988. – 17 с. – [Межгосударственный стандарт].
223. Ржевская С.В. Материаловедение: учебник для вузов. / Ржевская С.В. – Москва : Логос, 2006. – 424 с.
224. Литовченко И.Ю. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr-14Ni-2Mo / И.Ю. Литовченко, А. Н. Тюменцев, Н. В. Шевченко, А. В. Корзников // ФММ. – 2011. – Т.112. – №4. – С. 436 – 448.
225. HSLA Steels: Processing, Properties and Applications / edit by G. Tither. – TMS, Warrendale, PA, 1992. – P. 496
226. Deloach J. Continuous Cooling Transformation diagrams Applicable to Low Carbon Low Alloy Weld Dinale / J. Deloach // in Welding and Weld Automation in Shipbuilding, TMS, Warrendale, PA, 1996. – PP. 85 – 104.
227. Рыбин В.Н. Принципы формирования микроструктуры в процессе пластического нагружения / В.Н. Рыбин // Проблемы материаловедения. – 2002. – Т.29. – № 1. – С. 11 – 33.
228. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов/ Рыбин В.В. – Москва. : Металлургия, 1986. – 214 с.
229. Куницын Г.А. Оптимизация технологии производства стали 08Ю с содержанием углерода менее 0,03% / Г.А. Куницын, А.П. Буданов, В.Л. Корнилов [и др.] // Металлург. – 2007. – №1. – С. 57 – 59.
230. Куцова В. З. Структуроутворення і властивості низьковуглецевої сталі після прокатки в субкритичному інтервалі температур / В. З. Куцова, О. Ю.Путнокі, Т. В. Котова, В. Г. Іванченко, Г. П. Плошенко // Новини науки Придніпров'я. – 2012, – №2. – С. 189 – 191.
231. Каверина С.Н. Особенности формирования деформационной структуры в ГЦК-металлах в интервале температур 0,05–0,5Тпл / С.Н. Каверина, Э.П. Печковский,

Г.Ф. Саржан, С.А. Фирстов // Металлофизика и новейшие технологии. – 2002. – Т.24. – № 2. – С. 251 – 269.

232. Mishra R.S. Mechanism of high strain rate superplasticity in aluminum alloy composites / R.S. Mishra, T.R. Bieler, A.K. Mukherjee // Acta Mater. – 1997. – V.45 – № 2. – P. 561 – 568.

233. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Малинин Н.Н. – Москва : Машиностроение, 1975. – 400 с.

234. Александров С.Е. Развитие поврежденности при совместном кручении и растяжении осесимметричных стержней / С.Е. Александров, Е.А. Лямина // Металлы. – 2002. – № 2. – С. 94 – 99.

235. Шарафутдинов А.В. Применение и развитие деформационной схемы кручения в условиях высоких давлений для формирования наноструктур в металлах и сплавах / А.В. Шарафутдинов, В.А. Шундалов, В.В. Латыш, Р.З. Валиев, И.Н. Михайлов // Физика и техника высоких давлений. – 2002. – Т. 12, № 4. – С. 76–80.

236. Конева Н. А. Физическая природа стадийности пластической деформации. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Н. А. Конева, Э. В. Козлов ; под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск : Наука, 1990. – 255 с.

237. Ескина Г.М. Рентгенографический фазовый анализ: учебно-методическое пособие / Г.М. Ескина, Морозов В.П. – Казань : Издательство Казанского государственного университета, 2010 – 32с.

238. Warren B.E. X-ray diffraction / B.E. Warren // New York: Dover Publ. Inc. – 1990. – P. 251 – 275.

239. Уманский Я.С. Рентгенография металлов / Уманский Я.С. – М.: Металлургия, 1967. – 235с.

240. Averbach B.L. The Effect of Cold-Work Distortion on X-Ray Patterns / B. L. Averbach, B. E. Warren // Journal of Applied Physics. – 1950. – V. 21. – P. 595.

241. Schlosberg W.H. On-line Fourier analysis of the shapes of X-ray diffraction peaks / W.H. Schlosberg, J.B. Cohen // *Journal of Applied Crystallography*. – 1983. – V. 16. – P. 304 – 308.
242. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л.И. Миркин. Москва : Государственное издательство физико-математической литературы, 1961. – С. 143 – 147.
243. Куцова В. З. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства горячекатаной стали 01ЮТ / В. З. Куцова, Г. П. Стеценко, Т. В. Котова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2016. – №5. – С. 70 –74.
244. Куцова В.З. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой стали 08пс после кручения под высоким давлением / В.З. Куцова, Т.В. Котова, Г.П. Плошенко, Г. Дия, А. Кавалек. // XVII International Scientific Conference: New technologies and achievements: A collective monograph : ed. by J. Boryca, PhD, Eng. R. Wyczółkowski. – Czestochowa: Czestochowa University of Technology, Faculty of Materials Processing, Technology and Applied Physics – 2016. –№ 56. – P. 636 – 640.
245. Куцова В. З. Влияние режимов обработки давлением на формирование тонкой структуры стального листа / В. З. Куцова, В. З. Котова Т.В, Г. П. Плошенко, Z. Stadomski// *Metallurgy 2013: New technologies and achievements : A collective monograph / edited by prof., dr.hab.inz Agata Dudek*. – Częstochowa, 2013. – Vol. 2, №31. – P. 65 – 69.
246. Белевитин В.А. К вопросу об исследовании пространственного течения металла при свободной ковке / В.А. Белевитин, В.Ф. Обеснюк, Э.Р. Логунова // *Металлы*. – 2003. – №1. – С. 26 – 32.
247. Dobatkin S.V. Ultrafine Grained Low Carbon Steels Processed by Severe Plastic Deformation / S.V. Dobatkin, P.D. Odessky, S.V. Shagalina // *Materials Science Forum*. – Switzerland, 2008. – 584–586. – P. 623–630.

248. Глезер А.М. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел / А.М. Глезер, Л.С. Метлов // Физика твердого тела. – 2010. – 52, вып. 6. – С. 1090–1098.
249. Идентификация структурного состояния материалов методом автоматического индентирования / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, Н.А. Мамека // Сб. докл. Харьковской нанотехнологической ассамблеи, (Харьков, 23–27 апреля 2007 г.), X.: Т. I. Наноструктурные материалы. – С. 52–55.
250. Randle V. Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping / V. Randle, O. Engler. – London: CRC Press, 2000. – 408 p.
251. Фирстов С.А. Уравнение индентирования / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, Н.А. Мамека // Доповідь НАН України. – 2007. – №12. – С. 100 – 106.
252. Фирстов С. А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, Н.А. Мамека. // Материаловедение. – Москва : Наука и Технологии. – 2007. – №11. – С. 26 – 31.
253. Горбань В. Ф. Микроиндентирование наноламинатов Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 инденторами с углами заточки 45–85 градусов / В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, С.А. Фирстов // Металлофиз. новейшие технологии. – 2006. – 28, № 1. – С. 67 – 82.
254. Горбань В. Ф. Влияние состава и пористости спеченных титановых наноламинатов – композитов на механические свойства при комнатной температуре / В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, С.А. Фирстов и др. // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2008. – Вып.15. – С. 89 – 98.
255. Cheng Yang-Tse Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation / Cheng Yang-Tse, Cheng Che-Min. // Appl. Phys. Lett. – 1998. – V.73, №5. – P. 614 – 616.
256. Галанов Б. А. Аналитическая модель индентирования хрупких материалов / Б. А. Галанов, О.Н. Григорьев // Электрон. микроскоп. и прочность материалов. – 2006. – №13. – С. 4 – 42.

257. Трунов М. Л. Исследование времязависимого механического поведения материалов при испытаниях на нанотвердость / М. Л. Трунов, В. С. Биланич, С. Н. Дуб // ЖТФ. – 2007. – Вып. 77, № 10. – С. 50 – 57.
258. Dub S. N. The effect of structure on mechanical properties of TiB_2 – W_2B_5 nanocrystalline coatings / S. N. Dub, O. N. Grigoryev, O. V. Sobol // Functional Materials. – 2006. – V. 13, №1. – P. 105 –111.
259. Shtansky D. B. Localized deformation of multicomponent thin films / D.B. Shtansky, S. A. Kulinich, E. A. Levashov // Thin Solid Films. – 2002. – V.420. – P. 330–337.
260. McHargue C.J. Indentation testing of thin films and hard materials / C.J. McHargue // Thin Solid Films. – 1988. – V.162. – P. 363 – 375.
261. Григорьев О.Н. Исследование пластических и прочностных свойств сверхтвердых материалов методами микровдавливания / О.Н. Григорьев // Порошковая металлургия. – 1982. – №1. – С. 74 – 84.
262. Коновалова Е. В., Перевалова О. Б., Конева Н. А., Иванов К. В., Козлов Э. В. // Труды 3-го Междунар. симпозиума «Среды со структурным и магнитным упорядочением» (Ростов на Дону, 4–8 сентября). – Р.: Издательство СКНЦ ВШ ЮФУ, 2011. – С. 74.
263. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / [Козлов Э. В. и др.]. – Новокузнецк : Издательство СибГИУ, 2007. – 177 с.
264. Перевалова О. Б., Панин А. В. // Труды 3-го Междунар. симпозиума «Среды со структурным и магнитным упорядочением» (Ростов на Дону, 4–8 сентября). – Р.: Издательство СКНЦ ВШ ЮФУ, 2011. – С. 112.
265. Hirth J. Theory of Dislocations / J. Hirth, I. Lothe – McGraw-Hill, 1968. – 872 p.
266. Kelly A. Strong solids / Kelly A. – Oxford: Clarendon Press, 1973. – 261 p.
267. Tabor D. Indentation hardness: fifty years on. A personal view / D. Tabor // Phil. Mag. A. – 1996. – V.74, №5. – P. 1207 – 1212.

268. Tabor D. The hardness of metals / Tabor D. – Oxford: Clarendon Press, 1951. – 130 p.
269. Johnson K. Contact mechanics / Johnson K. – Cambridge University Press, – 1987. 510 p.
270. Noskova N.I., Korznikov A.V. Plasticity and Fracture of Nanostructured Materials / N.I. Noskova, A.V. Korznikov // J. Phys. Metals and Metallography – 2002. – V.94. P. 24–29.
271. Прокат тонколистовой из углеродистой стали качественной и обыкновенного качества общего назначения. Технические условия: ГОСТ 16523-97. – [Действующий от 2000-01-01] – М.: Издательство стандартов, 1997. – 10 с. – [Межгосударственный стандарт].
272. Борисенко В.А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах / Борисенко В.А. – Киев: Наукова думка, 1984. – 212с.
273. Мильман Ю.В. Характеристика пластичности, получаемая при измерении твердости. / Мильман Ю.В., Голанов Б.А., Чугунова С.И. – Киев, 1992. – 25 с./
274. Noskova N.I. Structure, hardness, and specific features of fracture of nanostructural materials / N.I. Noskova, A.V. Korznikov, S.R. Idrisova // Физика металлов и металловедение. – 2000. – V.89, № 4. – P.103 – 110.
275. Firstov S. A. Structure and microhardness of polycrystalline chromium produced by magnetron sputtering / S.A. Firstov, T.G. Rogul, S.N. Dub, V.T. Marushko, V.A. Sagaydak // Вопросы материаловедения. – 2003. – V.1 (33). – P. 201 – 205.
276. Фирстов С.А. Влияние упругопластических характеристик подложки на микромеханическое поведение системы нанокристаллическая хромовая пленка–подложка при наноиндентировании / С.А. Фирстов, Т.Г. Рогуль, С.Н. Дуб и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – №2. – С. 125 – 133.
277. Milman Yu.V. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement / Yu.V. Milman, B.A. Galanov, S.I. Chugunova. // Acta Met. and Mater. – 1993, – V. 41, №9, – P. 2523 – 2532.

278. Мильман Ю.В. О физической природе температурной зависимости предела текучести / Мильман Ю.В., Трефилов В.И. // Порошковая металлургия. – 2010. – №7/8 (474) – С. 3 – 18.
279. Трефилов В.И. Физические основы прочности тугоплавких металлов / Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. – К. : Наукова думка, 1975. – 315с.
280. Мильман Ю. В. Масштабная зависимость твердости и характеристики пластичности, определяемой при индентировании / Ю. В. Мильман, С. Н. Дуб, А. А. Голубенко // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – №8 – С. 3 –10.
281. Trefilov V.I. Characteristic temperature of deformation of crystalline materials / V.I. Trefilov, Yu.V. Milman, I.V. Gridneva. // Crys. Res. and Technol. – 1984. – V.19, №3. – P. 413 – 421.
282. Milman Yu.V. Indentatio techniqu for determination of mechanical behaviour of nanomaterials (bulk and coatings) / Yu.V. Milman, W. Lojkowski, S.I. Chugunova, D.V. Lotsko, I.V. Gridneva, A.A. Golubenko. // Solid State Phenomena. – 2003. – V. 94, – P. 55 – 58.
283. Milman Yu.V. Results from bending tests on submicron and micron WC-Co grades at elevated temperatures/ Yu.V. Milman, S. Luyck, A.V. Goncharuck, J.T. Northrop. // Journal of Refractory Metals & Hard Materials. – 2002. – V. 20. –P. 71 – 79.
284. Gridneva I.V. Phase transition in diamond structure crystals at hardness measurement / I.V. Gridneva, Yu.V. Milman, V.I. Trefilov. // Phys. Status solidia. – 1972. – V.14 – P. 177–182.
285. Мильман Ю.В. Исследование механического поведения малопластичных материалов методом индентирования / Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова // Особенности структуры и свойств перспективных материалов [под общ.ред. А.И. Потекаева]. – Томск : Издательство НТЛ, 2006. – С. 301 – 322.
286. Орлов А.Н., Пластичность / А.Н. Орлов, В.Р. Регель // Физический энциклопедический словарь. Москва: Советская энциклопедия, 1965, –т. 4., – С. 235–238.

287. А.И. Юркова, Ю.В. Мильман, А.В. Бякова. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением: II. Механические свойства нано- и субмикроструктурного железа // Деформация и разрушение материалов. 2009. – №2. – С. 2-8.

288. Куцова В. З. Определение характеристик прочности и пластичности низкоуглеродистой стали 08пс после КГТ методом индентирования / В. З. Куцова, Г. П. Стеценко // Металознавство та термічна обробка металів, 2016. – ISSN 2413–7405; №2. – С. 55–62.

289. Патент України. Спосіб прокатки листового металу з підвищеними механічними характеристиками / Балакін В. Ф., Байримов А. О., Куцова В.З., Стеценко Г. П., Бабаченко О. І., Проїдак Ю. С. , Кутовий В. В. – реєстраційний номер заявки: а 201703619. - заявл. 13.04.2017 р.