

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Інженерно-фізичний факультет
(повне найменування інституту, назва факультету)
кафедра фізичного матеріалознавства
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістра

(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему Дослідження рентгендіфракцій-
ного методом текстур в металургі-
чній сталі 08ЮТМ в термітної обробки

Виконав: студент VI курсу, групи ІФ-213м
спеціальності (напряму підготовки)
132 - "Матеріалознавство"
(код і назва напряму підготовки, спеціальності)

Шльомин В.Є.

(прізвище та ініціали)

Керівник Степанова Л.П.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Ситенко В.Л.

(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя
20 18 рік

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет
 (повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет інженерно-фізичний факультет
 Кафедра фізичного матеріалознавства
 Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) магістр
 Спеціальність 132 - "Матеріалознавство"
 (код і назва)
 Напрямок підготовки прикладне матеріалознавство
 (код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

/Завідувач кафедри Климов О. В.
 "10" 12 2018 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Штолину Вячеславу Євгеновичу
 (прізвище, ім'я, по батькові)
 1. Тема проекту (роботи) Дослідження рентгендіагностичним методом текстур в мартенситовій сталі 08Ю після термічної обробки
 керівник проекту (роботи) Степанова Любов Петрівна, к.т.н, доцент
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

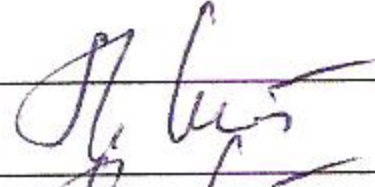
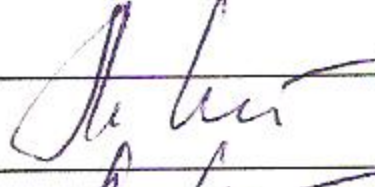
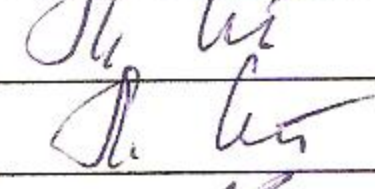
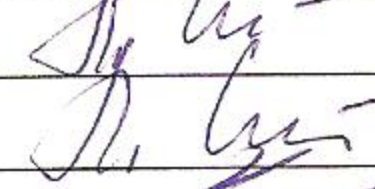
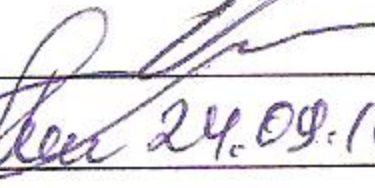
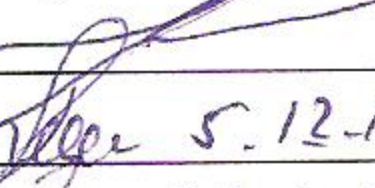
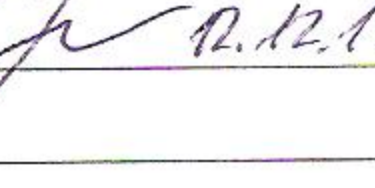
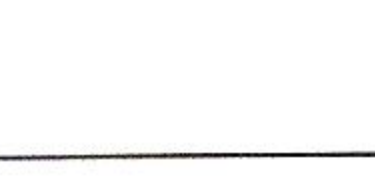
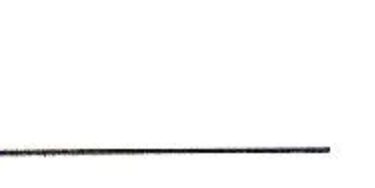
затверджені наказом вищого навчального закладу від "18" 10 2018 року № 264

2. Строк подання студентом проекту (роботи) _____
 3. Вихідні дані до проекту (роботи) Зразки мартенситової сталі 08Ю, мікроструктура і текстурозаписи.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Літературний огляд. 2. Матеріал і методи досліджень. 3. Результати досліджень і їх аналіз. 4. Оцінка ризику та безпеки в надзвичайних ситуаціях. 5. Економічна частинка. Висновки.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)
 1. Схема зйомки на вібриторі методом нахилу зразка (Шульц)
 2. Стандартні стереографічні проєкції для кубічного простору (іони Зігера)
 3. Текстурограмми зразків сталі 08Ю. 4, 5. Полісні фігури зразка сталі 08Ю. 6. Площини і напружений текстур - мікроструктура.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	Степанова Л.П., к.т.н., доцент		
2	Степанова Л.П., к.т.н., доцент		
3	Степанова Л.П., к.т.н., доцент		
4	Нестеров О.В., к.т.н., доцент		
5	Кружлікова В.В., к.т.н., доцент		
МК	Тікач Д.В., к.т.н., доцент		

7. Дата видачі завдання 04.09.2018

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.1	Характеристика і класифікація текстур	11.09.2018	
1.2	Текстури прокатки	19.09.2018	
1.3	Текстури реінсталяції	25.09.2018	
1.4	Зв'язок текстур з анізотропією властивостей	02.10.2018	
2.1	Характеристика сталі 08Ю	03.10.2018	
2.2	Розміщення структурних мереж в межах текстур	09.10.2018	
2.3	Модульованість структури за деформациєю	16.10.2018	
3.1	Аналіз пошкодженої структури в межах текстур	06.11.2018	
3.2	Визначення координат текстур деформациї і реінсталяції в сталі 08Ю	14.11.2018	
3.3	Вибір режимів для одержання найбільш сприятливих текстур	04.12.2018	
4	Охорона праці та безпеки в АС.	06.12.2018	
5	Економічна частина	05.12.2018	

Студент

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)

(підпис)

(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 93 с., 25 рис., 17 табл., 25 джерел.

Мета дипломної роботи: визначити компоненти текстури прокатки та рекристалізації сталі 08Ю та обрати оптимальний режим її термічної обробки. Необхідно дослідити особливості утворення текстури прокатки і зміни при нагріванні, її вплив на механічні властивості матеріалу.

Також важливим було вивчення методики дослідження текстури, а саме рентгеноструктурне дослідження за методом Шульца. Опановано принцип побудови полюсних фігур.

Після проведення дослідження, проведено аналіз одержаних полюсних фігур та виконано порівняльний аналіз текстур прокатки після деформації та відпалення. Одержані дані дозволили визначити режим термічної обробки для сталі 08Ю.

ТЕКСТУРА, ПОЛЮСНА ФІГУРА, 08Ю, МЕТОД ШУЛЬЦА, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ МЕТОД, ОРІЄНТИРОВКИ, ТЕКСТУРА ПРОКАТКИ, ТЕКСТУРА РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ, МАТЕРІАЛИ З ОЦК ГРАТКОЮ, МАТЕРІАЛИ З ГЦК ГРАТКОЮ

ЗМІСТ

Вступ	6
1 Літературний огляд	7
1.1 Характеристика і класифікація текстур	7
1.2 Текстури прокатки	10
1.3 Текстура рекристалізації. Вплив швидкості нагрівання на утворення текстур	17
1.4 Зв'язок текстури із анізотропією властивостей	25
2 Матеріал і методи досліджень	32
2.1 Характеристика сталі 08Ю	32
2.2 Рентгеноструктурний метод дослідження текстури	39
2.3 Побудова полюсних фігур за даними дифрактограм	43
3 Результати досліджень і їх аналіз	48
3.1 Аналіз полюсної фігури для визначення компонент текстури	48
3.2 Визначення компонент текстури деформації і рекристалізації в сталі 08Ю	51
3.3 Вибір режиму термічної обробки для одержання найбільш сприятливої текстури	58
4 Охорона праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	64
5 Економічна частина	81
Висновки	90
Список використаних джерел	92

ВСТУП

У дипломній роботі розглядаються кристалографічні текстури металів і сплавів – переважні просторові орієнтування зерен полікристалічних матеріалів. При цьому властива монокристам анізотропія фізичних властивостей в тій чи іншій мірі поширюється на весь полікристалічний агрегат, який набуває, як іноді кажуть, статистичну анізотропію.

Кристалографічно текстуровані магнітотверді сплави мають найбільшукількість залишкової індукції, коерцитивної сили і $(BH)_{\text{макс}}$. Крім того, вони більше, ніж ізотропні матеріали, схильні до впливу термомагнітної обробки.

У ряді випадків з текстурою доводиться боротися. Так, листи, які використовують для глибокої витяжки в автомобільні та авіаційній промисловості, повинні наближатися до ізотропних. Інакше неминуча поява «фестонів», розшарувань, різнотовщинності і т.д. Однак було показано, що в деяких випадках обумовлена текстурою анізотропія механічних властивостей може бути позитивним фактором при обробці методом глибокої витяжки.

Створенням певної текстури можна поліпшити пластичність металів (берилій), а також підвищити значення модуля пружності вздовж певних напрямів у виробі (пружинні сплави ХН50, К40НХМ, Cr- Ni - Co і т.д.).

Текстура металевих покриттів підвищує стійкість проти корозії і дії агресивних середовищ. Вона визначає змочуваність, хімічну активність, електричні властивості.

1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Характеристика і класифікація текстур

Кристалографічна текстура характеризується переважними орієнтуваннями площин і напрямків в зернах відносно зовнішніх координатних осей. Виникає при спрямованому анізотропному зовнішньому впливу – при кристалізації внаслідок нерівномірного відводу тепла, при напиленні покриттів на підкладку, при електролізі, під впливом магнітних полей. При пластичній деформації, коли діють орієнтовані силові зусилля (волочіння, прокатка, штамповка).

Утворення кристалографічної текстури приводить до анізотропії механічних і фізичних властивостей, що змінює експлуатаційні властивості виробів, а також впливає на якість технологічних обробок.

Знання текстури дозволяє розрахувати властивості полікристалічного матеріалу, виходячи із властивостей монокристалів. В деяких випадках текстура позитивно впливає на експлуатаційні та технологічні властивості матеріалів: кубічна текстура листів трансформаторної сталі знижує втрати електроенергії, сприятлива текстура листів зі сталі збільшує здатність їх до глибокої витяжки, текстура, яка створюється в листових пружинних матеріалах, підвищує границю пружності у напрямку прокатки та ін.. Іноді текстуру, навпаки, намагаються усунути, щоб отримати ізотропний матеріал.

Текстура може бути однокомпонентною, коли усі зерна мають однакову орієнтацію і багатокомпонентну, коли зерна об'єднуються в окремі групи, кожна із яких має відмінну орієнтацію.

Компонента об'єднує групу зерен із однаковою орієнтацією. При незначному силовому впливі спостерігається розсіяння текстури, коли в окремих зернах однієї текстурної групи положення кристалографічних площин і напрямків може відрізнитися на деякий кут. При значній

пластичній деформації утворюється незначне розсіяння, таку текстуру називають гострою [1].

Відповідно до просторового розподілу орієнтування зерен текстуру поділяють на наступні види:

- Аксіальна (нормальна осьова) або текстура волочіння виникає коли кристалографічна вісь текстури $[uvw]$ у всіх зернах збігається із напрямком зовнішньої сили, що призвела до утворення текстури. У випадку багатокомпонентної текстури, її представляють як $\langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots$. При волочінні чи екструзії зерна у просторі розташовуються навколо осі $[uvw]$, тобто реалізуються ті орієнтування напрямків в зернах, які були б у монокристалі при його обертанні навколо осі текстури.

- Текстура конусного волокна характеризується розташуванням кристалографічного напрямку в зернах під деяким кутом α до осі зовнішніх сил. Якщо кут розчину кута $\alpha=0$ маємо просту аксіальну текстуру; коли $\alpha=90^\circ$ – кільцева текстура, що спостерігається в покриттях трубчатих деталей.

- Текстура прокатки (обмежена) має певні кристалографічні площини в зернах, паралельних площині прокатки, а кристалографічні напрямки спрямовані у напрямку прокатки (НП). Тобто будь-яке обертання зерен відсутнє і тому її називають обмеженою. Таку текстуру спостерігають у випадку, коли зовнішні сили діють відносно зразка в різних напрямках. Так при прокатці діють сили стиснення, перпендикулярно до площини прокатки, а також сили розтягу вздовж напрямку прокатки (НП) і перпендикулярному напрямку (ПН). Обидва напрямки лежать в площині прокатки. Текстуру прокатки позначають як $(hkl) [uvw]$. Оскільки напрямок $[uvw]$ лежить в площині (hkl) , то індекси повинні відповідати умові зональності Вейса: $h \cdot u + k \cdot v + l \cdot w = 0$. Розсіяння текстури прокатки означає, що площини (hkl) в частині зерен утворюють деякий кут до площини прокатки, а кристалографічний напрямок $[uvw]$ відхиляється від НП [2].

Текстура протяжки металів із ОЦК ґраткою. При дослідженні ОЦК металів було отримано однозначні результати: у дроті після волочіння постійно виникала аксіальна текстура з переважним напрямком діагоналі грані куба $\langle 110 \rangle$. Ця орієнтовка була знайдена як фотометодом, так і іонізаційним методом. Було досліджено залізо та деякі його сплави, патентований дріт для струн, вольфрам, молібден, ніобій, тантал та β -латунь із такою орієнтацією. Причинами виникнення цієї переважної орієнтації зерен можна зазначити наступні.

Ковзання в металах з ОЦК ґраткою відбувається, в основному, по площинам $\{110\}$ з найбільшою ретикулярною густиною у напрямку $\langle 111 \rangle$ з найбільшою лінійною щільністю атомів. Отже, в площині $\{110\}$ виявляються розташованими два напрямку ковзання типу $\langle 111 \rangle$, бісектрисами кутів між якими є $\langle 100 \rangle$ та $\langle 110 \rangle$. Ці обидва напрямки можуть слугувати напрямками результуючого ковзання. Однак практично воно реалізується там, де кут з напрямком $\langle 111 \rangle$ менше, тобто в напрямку $\langle 110 \rangle$ [1].

Ретельна перевірка не підтвердила висновку про те, що у вольфрамі площина (100) повинна бути дотичною до поверхні дроту.

Кристалічна орієнтовка внутрішньої зони гарячедетформованого дроту. При гарячій деформації, тобто волочінні або прокатці при підвищених температурах або пресуванні, часто виникають зовсім інші текстури, ніж при холодній обробці. Це пояснюється рекристалізацією під час деформації або безпосередньо після неї або новим механізмом ковзання, який виникає при високій температурі. Навіть при однакових ступенях деформації, але різних температурах обробки можуть виникати зовсім різні орієнтовки.

У дроті із β -латуні після гарячої прокатки (Л52, деформація при 600°C) поряд із текстурою $\langle 110 \rangle$ спостерігалась також і текстура $\langle 100 \rangle$, виникнення якої пояснювалося рекристалізацією [2].

У молібденовому дроті (температура початку волочіння 500, кінця 100°C), навпаки, як і при холодній деформації, виникала текстура $\langle 110 \rangle$, оскільки область гарячої деформації в цьому випадку лежить значно вище.

Гарячекатаний дріт із міді та деяких сплавів на основі заліза після прокатки при температурах вище температури рекристалізації мали значну кількість хаотично орієнтованих кристалів.

Текстури пресування для ОЦК металів були досліджені на β -латуні. Як в чистій β -латуні, так і в β -фазі $\alpha+\beta$ -латуні була знайдена текстура $\langle 110 \rangle$. Дріт із чистої β -латуні (Л54-9) діаметром 48 або 20мм знов був орієнтований гірше, ніж дріт діаметром 8мм із латуні Л63, який містить β -фазу [2].

У сплаві титану з 7% марганцю (структура стабільної ОЦК β -фази) при температурах пресування 900-950°C також була знайдена текстура $\langle 110 \rangle$ [2].

1.2 Текстура прокатки

Текстура прокатки ОЦК металів. Дослідження текстури прокатки ОЦК металів – заліза, молібдену, ванадію, вольфраму, танталу та хрому – показують порівняно однакову картину, особливо по відношенню до головної орієнтировки. Значне посилення текстури спостерігається зі збільшенням ступеня деформації [2].

Як було показано раніше, вздовж осі розтягу встановлюється напрямок $\langle 110 \rangle$. Він, вірогідно, також паралельний напрямку прокатки. Стиснення відбувається в напрямку, перпендикулярному площині зразка. У результаті стиснення перпендикулярно діючій силі встановлюється деяка кристалографічна площина, яка містить напрямок $\langle 110 \rangle$. Внаслідок симетрії кристалічної ґратки в ковзанні, яке обумовлене стисненням,

беруть участь пари взаємно перпендикулярних площин типу $\{110\}$, які фізично тотожні. У кожній з них ковзання відбувається вздовж осей типу $\langle 110 \rangle$. Результируюче ковзання здійснюється по бісектрисі кута між ними, тобто по $\langle 100 \rangle$. Для іншої пари площин $\{110\}$ ковзання відбувається також вздовж кубічної осі, але яка повернута до попередньої під кутом 90° . Інакше кажучи, ковзання здійснюється по площині, яка містить два зазначених результируючих напрямки, тобто по типу $\{100\}$. Оскільки ковзання провокується стисненням, елементи ковзання розташовуються перпендикулярно до осі стиснення. Це не може викликати зміну індексів напрямку прокатки, оскільки $\langle 110 \rangle$ лежить в площині $\{100\}$, але ця площина розташовується перпендикулярно до осі стиснення та паралельно площині прокатки. В результаті виникає орієнтовка зерен: $\{100\}\langle 110 \rangle$.

Усі наявні експериментальні дані по визначенню текстури у металах прокатки з ОЦК ґраткою показують, що в них дійсно існує зазначена орієнтовка, як кінцева. Всі інші орієнтовки розвинені дуже слабо та обумовлені ковзанням по неосновним осям. [1]

В таблиці 1.1 наведено сім ідеальних орієнтировок, за допомогою яких можна описати текстуру ОЦК металів. Більшість із них належить залізу та сталі для виготовлення листів, в інших матеріалах з ОЦК ґраткою зустрічаються тільки ідеальні орієнтировки $(113) [\bar{1}10]$ та $(111) [\bar{1}10]$.

Послідовність та знаки індексів ідеальних орієнтировок були вибрані так, що у кристалографічно рівноцінних площин та напрямків для різноманітних орієнтировок були однакові індекси. Наведені у таблиці орієнтировки взаємно пов'язані, оскільки один ряд перетворюється в інший обертанням навколо одного з трьох основних напрямків листа. В таблиці наведено також найменші кути обертання.

Для залізних та сталевих листів було визначено головну орієнтировку $(001) [\bar{1}10]$. Проте, було помічено значне розсіяння, але воно є направленим та пов'язано в основному з обертанням навколо НП. Охарактеризувати область розсіяння можна також двома іншими

ідеальними орієнтировками: $(112) [\bar{1}10]$ та $(111) [\bar{2}11]$ або орієнтировками: $(011) [\bar{2}11]$ та $(011) [\bar{1}11]$. Поява другорядних орієнтировок залежить від товщини листа та ступеня деформації.

Таблиця 1.1 – Зв'язок між ідеальними орієнтировками текстур прокатки металів з ОЦК ґраткою [2]

Перехід від орієнтировки	До орієнтировки	Внаслідок повороту навколо	Кут повороту, град.
$(001) [\bar{1}10]$	$(113) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	25,24
	$(112) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	35,27
	$(111) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	54,73
	$(111) [\bar{2}11]$	ПН $\langle 110 \rangle$	54,73
	$(011) [\bar{2}11]$	—	—
	$(011) [\bar{1}11]$	—	—
$(113) [\bar{1}10]$	$(112) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	10,02
	$(111) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	29,50
	$(111) [\bar{2}11]$	—	—
	$(0\bar{1}1) [\bar{2}11]$	—	—
	$(0\bar{1}1) [\bar{1}11]$	—	—
$(112) [\bar{1}10]$	$(111) [\bar{1}10]$	НП $\langle 110 \rangle$	19,47
	$(111) [\bar{2}11]$	—	—
	$(0\bar{1}1) [\bar{2}11]$	—	—
	$(0\bar{1}1) [\bar{1}11]$	—	—
$(111) [\bar{1}10]$	$(111) [\bar{2}11]$	НП $\langle 110 \rangle$	30,00
	$(0\bar{1}1) [\bar{2}11]$	—	—
	$(0\bar{1}1) [\bar{1}11]$	—	—
$(111) [211]$	$(0\bar{1}1) [\bar{2}11]$	НП $\langle 110 \rangle$	90,00
	$(0\bar{1}1) [\bar{1}11]$	—	—
$(011) [211]$	$(0\bar{1}1) [\bar{1}11]$	НП $\langle 110 \rangle$	19,47

Примітка: НП – напрямок прокатки.

Розсіяння текстури прокатки металів з ОЦК ґраткою.

Загальна закономірність - площа визначає розсіювання перпендикулярно до напрямку прокатки. Розподіл орієнтувань зерен у

зазначеній площині симетрично відносно поверхні листа. По мірі збільшення сумарної деформації, розсіювання в площині визначального розсіювання зменшується, однак починаючи з деформації 80% при її подальшому збільшенні воно практично перестає змінюватися. Розсіювання в інших площинах набагато менше і незначно змінюється при варіюванні обробки.

Типові полюсні фігури холоднокатаного заліза з орієнтуванням $\{100\} \langle 110 \rangle$ наведені на рис. 1.1. Фігури відповідають стереографічній проекції полюсів $\{100\}$ на площину прокатки.

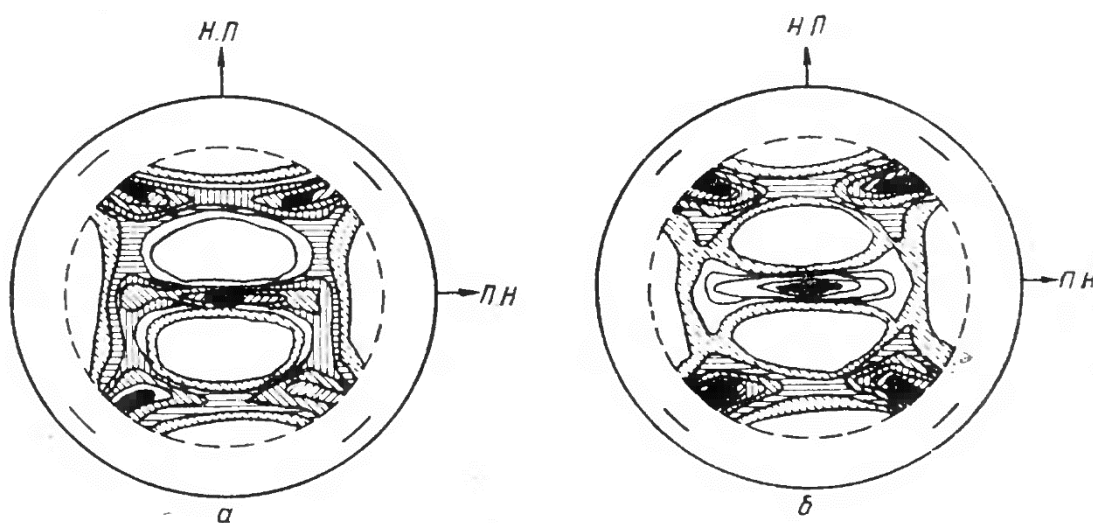


Рисунок 1.1 – Стереографічні проекції полюсів $\{200\}$ на площину прокатки для внутрішнього (а) та зовнішнього (б) шарів холоднокатаного кремнієвого заліза [2]

Профіль функції розподілу орієнтаційної щільності в площині, перпендикулярній напрямку прокатки, зазвичай являє собою суперпозицію трьох розподілів, близьких до нормальних. Одне з них має максимум, розташований перпендикулярно до площини прокатки, а два інших симетричні щодо нього. Зміна в розсіянні орієнтувань зерен зводиться до варіювання кутової відстані між максимумами. Ширина самих максимумів змінюється при цьому незначно. Ця закономірність характерна для інтервалу великих ступенів деформацій: 60% і вище. При малих

деформаціях максимуми проявляються слабо і зміна розсіювання текстури відбувається шляхом зміни їх ширини.

Текстура прокатки металів з ГЦК ґраткою. Текстура холодної прокатки вивчалася на міді, алюмінії, нікелі, платині, золоті, сріблі, α -латуні, бронзі. Експеримент показує, що головною орієнтировкою є $\{110\}\langle 112\rangle$. Менш яскраво виражена текстура $\{112\}\langle 111\rangle$. Виникнення переважних орієнтировок зерен з точки зору кристалографії пояснив Калнан [3].

Прокатка може бути з відомим наближенням зведена до розтягу у напрямку прокатки та стисненню перпендикулярно поверхні зразків. Розтяг приводить до встановлення вздовж осі дії розтягуючого навантаження кристалографічного напрямку $\langle 111\rangle$, яке є результатом потрійного ковзання у площині типу $\{111\}$ вздовж сусідніх напрямків $\langle 110\rangle$. Такий же механізм дозволяє визначити індекси площини, яка фіксується паралельно площині зразка силою стиснення, в якій лежить кристалографічна вісь $\langle 111\rangle$. Напрямок результуючого ковзання для кожного із чотирьох трійок осей $\langle 110\rangle$ мають індекси $[111]$, $[\bar{1}\bar{1}1]$, $[\bar{1}1\bar{1}]$ та $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$. Ковзання повинне йти по площинам, у яких лежать пари зазначених осей. При стисненні елементи ковзання розташовуються перпендикулярно діючій силі, тобто перпендикулярно площині прокатки орієнтуються нормалі до площини ковзання. Вони перпендикулярні чотирьом осям ковзання типу $\langle 111\rangle$.

Потрійна вісь ковзання $\langle 111\rangle$ виникає в результаті розтягу, який володіє осьовою симетрією. Тому, слід обрати просторове розташування осей $\langle 110\rangle$, яке також відповідає вказаній симетрії. Проте можливе результуюче ковзання по рівнодіючій двох напрямків ковзання $\langle 110\rangle$, тобто по бісектрисі кутів між наступними парами елементарних осей ковзання: $[101]$ та $[011]$, $[011]$ та $[\bar{1}01]$, $[\bar{1}01]$ та $[0\bar{1}1]$, $[0\bar{1}1]$ та $[101]$. Так, можливим напрямком ковзання виявляється $\langle 112\rangle$. Ця вісь лежить в

площині ковзання $\{110\}$ та розташовується паралельно напрямку прокатки.

Таблиця 1.2 – Індеси напрямків, перпендикулярних $[h_1k_1l_1]$, $[1]$

$[h_1k_1l_1]$	$[h_2k_2l_2]$
$[111]$	$[11\bar{2}]$, $[\bar{1}10]$, $[\bar{1}10]$, $[\bar{1}01]$, $[10\bar{1}]$
$[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$	$[\bar{1}21]$, $[\bar{1}01]$, $[10\bar{1}]$
$[\bar{1}\bar{1}1]$	$[112]$, $[101]$, $[011]$
$[\bar{1}11]$	$[110]$, $[101]$, $[211]$, $[\bar{1}\bar{1}2]$, $[12\bar{1}]$

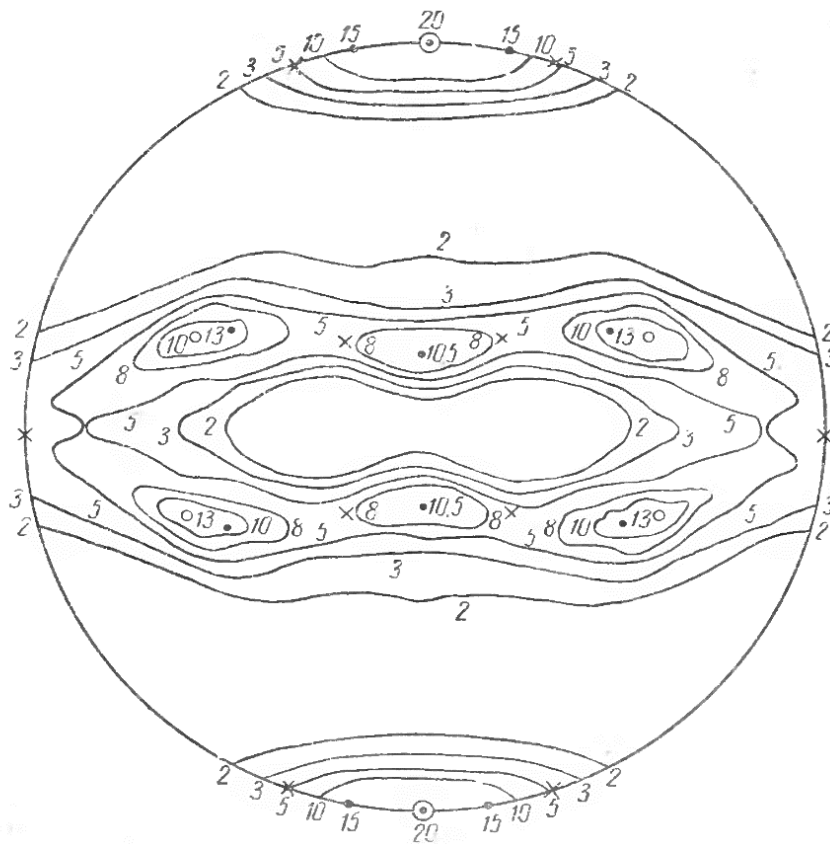
Розсіяння текстури прокатки металів з ГЦК граткою. На рис.1.2. показано полюсну фігуру – стереографічну проекцію полюсної густини $\{111\}$ на площину прокатки. Вона відповідає сплаву (50% Fe–50%Ni), який має ГЦК гратку, після холодної прокатки з обтисненням 99,9%. Хрестиками показано положення максимумів полюсної густини, яка відповідає текстурі $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$, а кружками – $(112)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$. Полюсна фігура, отримана кількісним рентгенівським методом та в цілому характерна для текстур холодної прокатки всіх металів та сплавів з такою будовою кристалічної гратки. На полюсній фігурі нанесено лінії рівної полюсної густини та для кожної з них інтегральна інтенсивність зазначається цифрами у відносних одиницях.

Розсіяння орієнтировок зерен максимальне поблизу площини, яка перпендикулярна напрямку прокатки та симетрична відносно поверхні зразка. Однак, якщо у випадку з металів з граткою ОЦК площина визначального розсіяння точно перпендикулярна напрямку прокатки, то в розглянутому випадку вона нахилена до неї під кутом $\approx 30-40^\circ$ та симетрична відносно площини, яка перпендикулярна до площини, в якій лежить поперечний напрямок.

Розсіяння у вказаних двох площинах найбільше змінюється при варіюванні обробки. Останні розсіяння змінюються в меншому ступені.

Які у випадку для металів з ОЦК ґраткою, в площинах визначального розсіювання існує 3 максимуми полюсної щільності. Один з них лежить на вертикальному діаметрі, а два інші розташовані симетрично. Як і раніше, зі зменшенням сумарної деформації відстань між максимумами збільшується.

Зі збільшенням деформації розсіювання текстури взагалі зменшується спочатку швидко, а потім все повільніше, і, починаючи з 90%, уже практично не змінюється.



× – текстура типу (110) $[11\bar{2}]$, ○ – текстура типу (112) $[1\bar{1}1]$

Рисунок 1.2 – Полюсна фігура {111}, сплав 50%Fe–50%Ni(цифрами показано інтенсивності рентгенівських рефлексів у відносних одиницях. Деформація 99,9%) [1]

1.3 Текстура рекристалізації

Текстура рекристалізації в металах з ОЦК ґраткою.

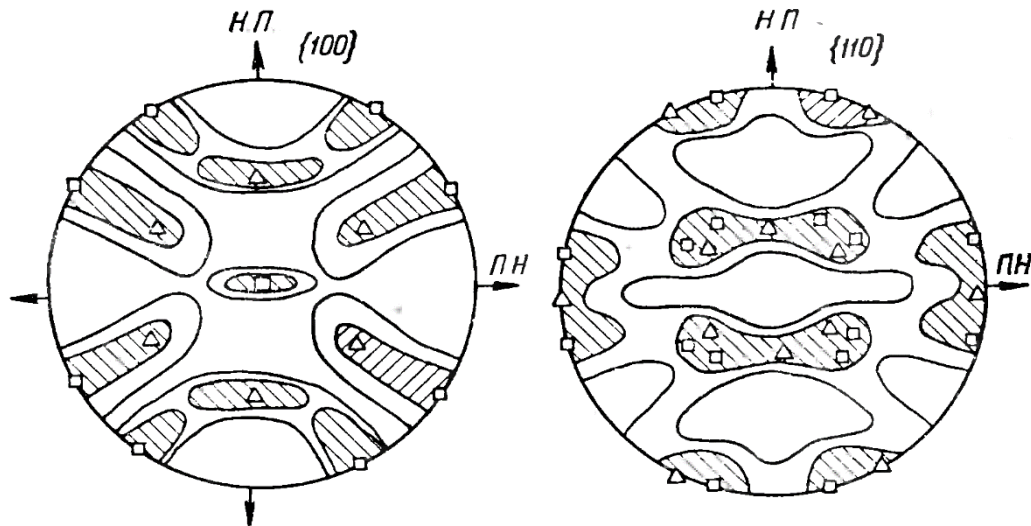
Розглянемо текстури первинної рекристалізації, які найбільш повно вивчені на прикладі заліза та його сплавів з кремнієм. Слід зазначити, що пояснення експериментальних даних досить ускладнене. Вперше дослідження текстури рекристалізації було проведено Кудрюмовим і Заксом[4]. Було досліджено зразки після сумарної деформації до 98,5%. Відпал виконували впродовж 20 хвилин при температурах від 550 до 840°C.

Типові полюсні фігури рекристалізованого матеріалу наведено на рис.1.3. Чітко проявляються три типи текстури:

1. (100), [011] під кутом 15° до напрямку прокатки;
2. (111), [11 $\bar{2}$];
3. (112), [110] під кутом 15° до напрямку прокатки.

Із зазначених переважних орієнтировок перша та третя виражені дуже яскраво. Оскільки текстура холодної прокатки виражена трьома орієнтировками (100), [011]; (111), [11 $\bar{2}$] та (112), [110], то не важко побачити, що текстури рекристалізації та деформації близькі. Друга орієнтировка зберігається незмінною, а перша та третя утворюються в результаті «обертання» зерен навколо нормалі до площини прокатки на кути $\pm 15^\circ$. Аналогічні результати було отримано для маловуглецевої сталі.

Враховуючи аналіз проведених досліджень, можна зазначити наступну закономірність: після деформації $d_0/d > 10$ (d_0 – початкова, а d – кінцева товщина зразка, що піддають прокатці) та наступного відпалу утворюється текстура, яку виявили ще Кудрюмов та Закс. Якщо ж $d_0/d < 10$, то в рекристалізованому матеріалі існують дві переважні орієнтировки зерен (110) [001] та (100) [001], причому друга виражена значно слабше першої.



□— $[100]$ || нормалі до поверхні зразка, вісь $[011] \approx 15^\circ$ від напрямку прокатки; Δ — $[111]$ || нормалі до поверхні зразка, $[110]$ || поперечному напрямку, $[112]$ || напрямку прокатки

Рисунок 1.3 – Полюсні фігури після рекристалізації (при $t = 840^\circ\text{C}$) холоднокатаного чистого заліза, деформація 98,5% [1]

Слід пояснити, чому при рекристалізації є тенденція до утворення текстури $(100) [001]$ та послабленню орієнтировки $(001) [110]$. Будемо виходити із того, що при подвійному ковзанні по деяким атомним площинам орієнтировка фрагментів може не змінюватись. Якщо ці ковзання відбуваються симетрично відносно напрямку прокатки, то така орієнтировка стійка та кристалічний фрагмент найменше наклепаний. Системою ковзання в залізі та $\text{Fe}+1\%\text{Si}$ є $\{110\} \langle 111 \rangle$. У зернах з орієнтиркою $(001) [110]$ осі $\langle 111 \rangle$ розташовані досить симетрично по відношенню до напрямку прокатки. Кути між сусідніми площинами ковзання досить малі і складають 11° або 19° . Враховуючи це, при невеликих обертах кристалічної ґратки ковзати можуть і сусідні елементи типу $\{110\} \langle 111 \rangle$. Тому, при будь-якому ступені деформації фрагмент з орієнтиркою $(001) [110]$ буде найменше наклепаний.

Щоб пояснити експериментальні факти, необхідно припустити, що ділянки ґратки з підвищеною об'ємною енергією будуть мати більшу

схильність до росту, ніж мало деформовані. Тому, при відпалі будуть розвиватися зерна з орієнтировкою (110) [001].

При дуже великих деформаціях змінюється дислокаційна структура матеріалу. «Комірками» із малою об'ємною енергією є субзерна (001) [110]. Наклеп фрагментів (110) [001] дуже великий, і вони не можуть бути центрами рекристалізації. Розростання вказаних «комірок» і приводить до виникнення текстури (001) [110].

Отже, механізм розвитку орієнтації рекристалізованих зерен відрізняється в залежності від ступеня попередньої деформації.

Вплив швидкості нагрівання на текстуру рекристалізації кремнієвого заліза. При швидкому (зазвичай електролітичному) нагріванні процеси в холоднодеформованому матеріалі відбуваються дещо по іншому, ніж при повільному.

По-перше, при повільному нагріванні рекристалізація починається в умовах суттєвого зменшення внутрішньої енергії матеріалу за рахунок відпочинку та полігонізації. При швидкісному нагріванні тривалість проходження інтервалу температур в якому відбуваються ці процеси, низька і вони не встигають закінчитися.

По-друге, існує особливість, пов'язана з умовами нагрівання. Зазвичай, при електронагріві струм пропускають безпосередньо через зразок. Тому, градієнт температур близький до нуля, в той час, як при звичайному пічному нагріві від відрізняється від нуля.

Текстуроутворення при значних швидкостях нагрівання дещо відрізняється від звичайного внаслідок значного зниження енергії активації росту зерен (деформована ґратка одразу попадає в область високих температур), а також підвищення швидкості росту зерен. Дійсно, наприклад, при швидкісному електронагріві кремнієвого заліза, який містить 3,54%Si, енергія активації складала 56,7дж/моль; при пічному нагріванні вона дорівнювала 184,8 кДж/моль. Про збільшення швидкості росту зерен можна судити по наступним даним: при повільному нагріві

(0,2 °C/сек.) вона складала $6 \cdot 10^{-5}$ мм/сек при 870° та $31 \cdot 10^{-5}$ мм/сек при 975°C; при швидкісному нагріві зі швидкістю $\approx 4000^\circ\text{C}/\text{сек}$. Було отримано значення 0,16мм/сек. Для 960°C та 0,39мм/сек. Для 1360°C, тобто спостерігалось збільшення швидкості росту приблизно в 1000раз. Деформація у всіх випадках складала близько 10%.

До моменту початку рекристалізації не відбувається помітного усунення спотворень кристалічної ґратки. Якщо той же матеріал, що і описаний вище, нагрівати швидко, без попереднього відпуску, то енергія активації росту зерен складає $\approx 58,8 \text{ кДж/моль}$, після попереднього відпуску впродовж 4х годин при температурі 600°C вона зростає до $96,6 \text{ кДж/моль}$, але все ж таки не досягає значень, характерних для повільного пічного нагрівання – $184,8 \text{ кДж/моль}$.

Зменшення розміру зерна при швидкому нагріві незначне. З підвищенням швидкості нагрівання зростає і температура початку рекристалізації. Також, деякі експериментальні дані показують, що при великих деформаціях текстура первинної рекристалізації практично співпадає з деформаційною. Текстура первинної рекристалізації формується шляхом росту зародків, які раніше існували в текстурі деформації.

Різницю в процесах рекристалізації після швидкого та повільного нагрівання можна пояснити так: при швидкому нагріванні домішки не встигають про дифундувати до границь зародків та змінити характер їх росту. Внаслідок цього, орієнтований ріст проявляється слабо, що приводить до збереження текстури деформації після відпалу [1].

Текстури рекристалізації в металах з ГЦК ґраткою. Основні експериментальні факти.

Текстура міді була спочатку вивчена Тамманом з співробітниками [1]. Вони встановили, що після первинної рекристалізації зберігається [переважна орієнтировка зерен, що виникла при холодній прокатці. Залежно від дії ряду факторів з підвищенням температури відпалу вона

може або перетворюватися в текстуру куба (100) [001], або взагалі розсмоктуватися. Зазначені зміни в орієнтуванні зерен настають при нагріванні вище 750°C. Проте зазначеним авторам не вдалося встановити будь-яких чітких закономірностей.

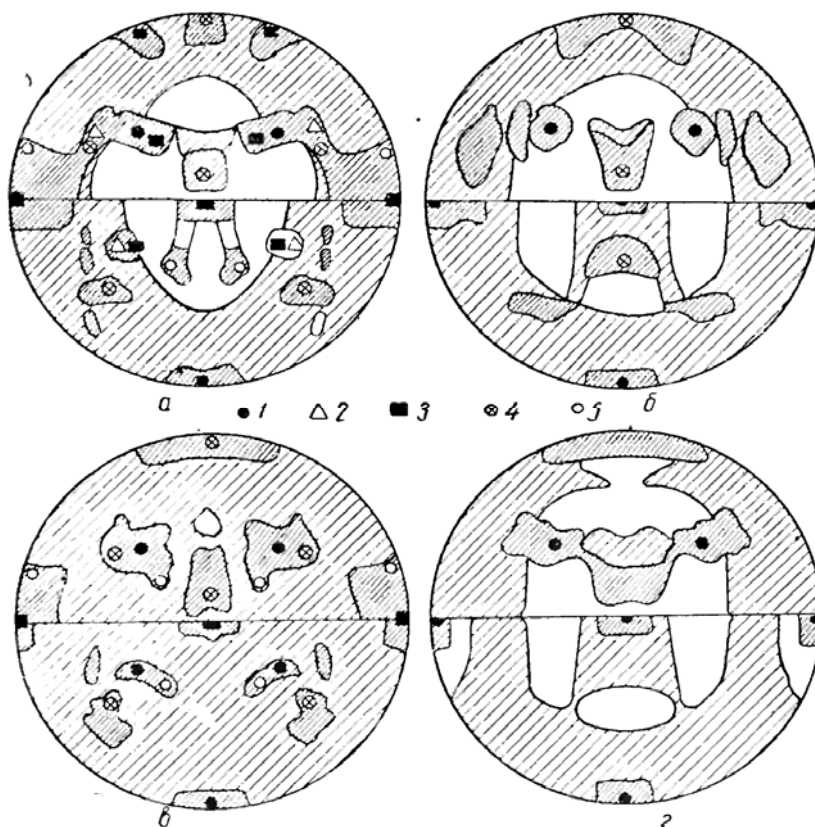
Більш докладні дослідження були виконані Куком і Річардсом [1]. Вони спостерігали розвиток текстури рекристалізації мідних листів в залежності від величини холодної прокатки і показали, що кубічна текстура рекристалізації виникає лише при наявності дуже великої деформації (97%). При меншому обтисненні (наприклад, 85%) утворюється орієнтування (110) [$\bar{1}\bar{1}2$].

При вторинної рекристалізації текстура дещо змінюється. У порівнянні з первинними зернами, які мають зазначені вище орієнтування, вторинні, за даними Боулеса і Боаса, а також Ратенау і Кастера, виявляються поверненими навколо всіх чотирьох полюсів {111} на 30-38%. У той же час, Кронберг і Вільсон, Шарп і Данн встановили наявність поворотів на кут 19° навколо всіх полюсів {100} [1].

Зі збільшенням тривалості і температури відпалу поступово зникають текстури, властиві процесу деформації, а також скорочується кількість рекристалізаційних орієнтувань, які знову виникли. Залишається одна кубічна текстура. На рис. 1.4 наведені полюсні фігури для відпаленої холоднокатаної міді.

Текстура рекристалізації мельхіору (сплав міді та нікелю 80-20 з ГЦК граткою) вивчалася в роботах [5;6]. У випадку чистого двокомпонентного сплаву закономірності такі ж, як і у випадку міді. Присадка 0,3% Mn дещо сповільнювала процеси рекристалізації, тому зазначені раніше особливості текстуроутворення ніби змістилися в сторону більш високих температур. Наприклад, текстура мельхіору з добавкою марганцю після відпалу при 650°C протягом 5сек така ж, як чистого сплаву Cu – Ni після термічної обробки при 650°C протягом 3сек, причому в

першому із зазначених зразків рекристалізація пройшла не в повному обсязі.



Верхнє півколо скрізь – проекція $\{111\}$, нижній – $\{200\}$: а – 400°C , 1сек.; б – 400°C , 1год., в – 600°C , 1сек., г – 600°C , 1год. Ідеальні орієнтировки: 1 – (001) [$\overline{1}00$]; 2 – (111) [$\overline{1}12$]; 3 – (110) [$\overline{1}12$]; 4 – (112) [111]; 5 – (110) [$\overline{1}11$]

Рисунок 1.4 – Полісні фігури міді, яка була відпалена після холодної прокатки

Текстура рекристалізації листового алюмінію була вперше вивчена Тамманом і Рідельсбергером, Тамманом і Гевцелем, Гелері і Заксом, а також Мичандом [1]. Вони показали, що при відпалі текстура деформації спочатку зберігається, а при подальшій термічній обробці розсіюється. Отже, закономірності приблизно такі ж, як і у випадку міді і мельхіору.

Однак вплив домішок виявився протилежним: їх присутність приводила до якнайшвидшого розсмоктування текстур, властивих деформованому стану. У той же час в дуже чистому алюмінії текстури прокатки і відпалу співпадали. Зазначеним авторам не вдалося зареєструвати будь-якої помітної кубічної орієнтування зерен після відпалу. Це зробили лише Шмід і Вассерман [1].

Пізніші дослідження Бека і Х'ю [1] показали, що в сильно деформованому алюмінії після відпалу утворюється кубічна текстура і частково зберігається деформаційне орієнтування (17, 12, 22) $[8,4,\bar{5}]$ – за даними Х'ю, Сперрі та Бека [19] і (358) $[3\bar{5}2]$ – за Хіббардом [20]).

Якщо дотримуватися гіпотези утворення зародків при відпалі, то виникають труднощі при поясненні виникнення досконалого кубічного орієнтування рекристалізації з достатньо розсіяною деформаційною текстурою. Дійсно, в такому випадку орієнтування зародків повинно бути пов'язане певним чином з деформованими зернами. Орієнтировки цих зерен сильно розсіяні навколо ідеальних положень, тому і орієнтування зародків повинні володіти таким же розсіянням, що суперечить результатам експериментів.

Зауважимо також, що проти гіпотези орієнтованого зародження свідчить і той факт, що не всі рекристалізаційні текстури, які знаходяться по відношенню до матриці в однаковому орієнтаційному співвідношенні, виявляються при проведенні досліджень. Данн назвав їх «текстурами-примарами». Як приклад може бути взята кубічна текстура рекристалізації в сильно прокатаній міді. Там не реалізуються при відпалі кристалографічно їй еквівалентні орієнтування, які одержують формально шляхом обертання ґратки навколо полюсів $\{111\}$ [1].

Проблема «примарних орієнтувань», в текстурі рекристалізації, на думку Лю і Хіббард [1], також може бути порівняно просто дозволена в рамках гіпотези орієнтованого зародження зародків. Дійсно, відомо, що не всі діючі системи ковзання з однаковими індексами еквівалентні.

Внаслідок різного орієнтування по відношенню до діючих сил, а також внаслідок флуктуацій щільність розподілу дефектів кристалічної ґратки зазначені ковзання можуть виявитися різними за величиною, а зазначені полюса обертання $\{111\}$ – не еквівалентні. Це явище спостерігали Меддін, Метьюсон і Хіббард [1] в дослідях з латунними монокристалами.

Одночасно можливо і виникнення зародків ре кристалізованих зерен в процесі самого відпалу, і розвиток субзерен, що з'явилися ще при деформації і остаточно оформилися на ранніх стадіях термічної обробки. Що стосується основних закономірностей, пов'язаних зі вторинною рекристалізацією в металах з ГЦК ґратками, то бібліографічні дані з цього питання частково можна знайти в монографії [2].

Зазначена рекристалізація, що приводить до появи великих зерен, можлива лише при великих (не менше 60%) холодних деформаціях. Дуже схильні до зростання зерен листи з кубічної текстурою. При цьому трохи видозмінюється характер розсіювання орієнтувань зерен – воно зростає в площині, перпендикулярній напрямку прокатки. Максимуми орієнтаційної щільності, що лежать в цій площині, в ряді випадків повернені до площини прокатки під кутом 30-40°.

При дуже великих деформаціях збірна рекристалізація також пригнічується. Наприклад, в листах сплаву 50НП (50% Ni – 50% Fe) товщиною 50 мкм (деформація 98,3%) спостерігалось поява великого зерна з кубічної орієнтуванням, а в тому ж матеріалі товщиною 5 мкм (деформація 99,9%) цього не відбувалося.

Встановлено наступну емпірична залежність: чим яскравіше в текстурі деформації представлена орієнтування (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$, тим легше утворюється кубічна текстура рекристалізації і тим вона більш стійка. Зникнення зерен (100) $[001]$ при великих стисненнях обумовлено зменшенням питомого об'єму зразка, зайнятого орієнтуванням (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$.

Кубічна текстура не є єдиною, що виникає при вторинної рекристалізації. Наприклад, Вассерман [2] описує орієнтування, що

утворюється в сплаві Fe-Ni з 80% Ni так: зерна знаходяться в двійникових положеннях один відносно іншого і кубічного положення, мають загальну кристалографічну вісь $\langle 111 \rangle$ і повернені навколо неї на 60° по відношенню до своїх сусідів. Така структура іноді називається шпінель – двійниковою.

В алюмінії великі кристали можуть мати неупорядковану орієнтовку. У сріблі, що має текстуру (110) [133], не розвивається вторинна рекристалізація.

Характерно, що в металах з ГЦК ґратками яскрава текстура вторинної рекристалізації утворюється тільки при досить досконалій текстурі первинної рекристалізації.

1.4 Анізотропія механічних властивостей матеріалів з ОЦК ґраткою

Анізотропія механічних властивостей цих матеріалів вивчена менш повно, ніж тих, які мають ГЦК ґратку. До виконання дослідницьких робіт в цьому напрямку спонукала необхідність боротьби з наявністю фестонів у сталевих автолистах, які використовують для глибокої витяжки.

Брюханов [1] досліджував пружні властивості холоднокатаних листів низьковуглецевої сталі (0,1 і 0,45%С). Він показав, що текстура (100) [011] в основному визначає кутову залежність модуля пружності E . Ця величина мінімальна при куті 45° до напрямку прокатки і збільшується в міру наближення до нього, а також до поперечного напрямку. Вивчення кінетики розвитку текстури при холодній прокатці показало, що анізотропія в основному зростає зі збільшенням деформації до певної межі, після якого вже мало змінюється. Це добре узгоджується з такою же зміною в розсіянні орієнтувань зерен, яке при дуже великих сумарних деформаціях мало залежить від їх величини. Аналогічне явище

спостерігалось і у відношенні кривих механічного моменту в сильних магнітних полях.

Як показали Брюханов і Боков, при термічній обробці тих же зразків [1] спостерігалася закономірна зміна E . В області низьких температур, коли протікають процеси відпочинку і полігонізації, значення E дещо збільшувався без зміни анізотропії. Це легко пояснити зменшенням внутрішніх напружень, які в свою чергу знижують модуль пружності. В області температур рекристалізації спостерігається різка зміна анізотропії E , обумовлене виникненням текстури рекристалізації.

Відомо [2,7], що значення показника нормальної пластичної анізотропії R , що характеризує здатність листових сталей до витяжки при штампуванні, поряд зі структурою, в значній мірі залежать від кристалографічної текстури. Сприятливим для штампування є «октаедрична» текстура рекристалізації з орієнтуванням $\{111\}$, а несприятливою - «кубічна» текстура типу $\{100\}$. Згідно [2,8,9] механізми рекристалізації можуть впливати на кінцеву структуру і текстуру металів. Розвиток рекристалізації багато в чому визначається особливостями утворення її зародків в деформованій матриці металу. У питанні про орієнтацію зародків, які формуються в зонах деформованого металу з максимальною «накопиченою» енергією розглядаються два різних підходи [2]. В основі першого з них (теорія орієнтованого утворення зародків по Делінгер - Бюргерсу) лежить уявлення про те, що орієнтування зародків, які утворилися при первинній рекристалізації, в ході подальшого її розвитку практично не змінюється і повністю визначає кінцеву текстуру рекристалізованого металу. Згідно з іншим підходом (теорія орієнтованого зростання по Баррету - Беку) утворилися зародки рекристалізації довільно орієнтовані по відношенню до деформованої матриці металу. У цьому випадку розвиток зародків пов'язано з орієнтаційною рухливістю їх границь. При певних умовах в металах і сплавах можуть також реалізовуватися об'єднані механізми, що включають елементи

орієнтованого зародження і орієнтованого зростання. Згідно [2,8, 9] реалізація тих чи інших механізмів рекристалізації в сталях визначається не тільки параметрами деформаційно-термічної дії, а й вводяться в їх склад добавками різних елементів.

Зміни анізотропії механічних властивостей різних марок сталі після холодної прокатки з різним ступенем деформації досліджували Трощенко і Загадченко [1].

У табл. 1.3 наведені значення різних механічних властивостей при різних деформаціях, виміряні вздовж і впоперек напрямку прокатки. Неважко бачити, що анізотропія границь міцності і плинності зростає зі збільшенням деформації. Це можна пов'язати з розвитком текстури. Нееквівалентність напрямків поздовжнього і поперечного, мабуть, обумовлена відомим з інших експериментів великим розсіюванням орієнтувань зерен навколо напрямку прокатки, так що властивості виявляються ближчими до властивостей ізотропних матеріалів, ніж монокристала вздовж осі $\langle 110 \rangle$ (згадаємо, що текстура холодної прокатки заліза і його сплавів в основному (100) [011]).

Результати роботи узгоджуються з експериментальними даними, а також, отриманими на холоднокатаних залізних листах. До аналогічного висновку прийшли також Вінлок і Келлі [1]. Усюди міцність в поперечному напрямку виявилася вище, ніж в поздовжньому.

На листах електролітичного заліза після холодної прокатки досить великим обтисненням і після відпалу (текстури деформації і рекристалізації близькі) були отримані максимальні значення кількості перегинів при випробуваннях уздовж і поперек напрямку прокатки під кутом 45° до нього.

Міцність холоднокатаного молібденового листа виявилася максимальною уздовж і впоперек напрямку прокатки і дещо менше під кутом 45° до нього. Бернштейн і Грінберг досліджували вплив текстури

деформації на механічні властивості армко-заліза, що містить 0,036% C; 0,51% Mn; 0,15% Si; 0,004% S; 0,0011% N; 0,015% Al.

Було показано, що текстурований матеріал має кращі механічні властивості, що обумовлено не тільки переважним орієнтуванням зерен, але і направленим розташуванням зон підвищеного наклепу. Прокатка дає більше зміцнення, ніж просте волочіння. Тому ступінь впливу текстури на механічні властивості при прокатці більше. Наприклад, при випробуванні на розтяг границя плинності холоднокатаних зразків підвищувався з $263 \cdot 10^6$ до $886 \cdot 10^6$ н/м², а після волочіння тільки до $712 \cdot 10^6$ н/м².

При випробуванні на крутіння границя плинності прокатаних зразків зросла до $412 \cdot 10^6$ н/м², а після волочіння – до $306 \cdot 10^6$ н/м². Загалом однакове зростання границі текучості при прокатці і волочінні, пов'язано з тим, що в обох випадках вздовж напрямку вирізки зразка встановлювалася кристалографічна вісь $\langle 110 \rangle$.

Текстуру в пружинних матеріалах У8А та ЭИ42 (70С2ХА) вивчали Зубов, Грачов, Міхеєв, Шкляр та ін. Переважні орієнтування в стрічках, отриманих плющенням патентованого дроту, можна уявити собі як результат накладення двох аксіально симетричних текстур: $\langle 110 \rangle$, яка паралельна напрямку плющення (поздовжньої осі стрічки) і $\langle 111 \rangle$, яка перпендикулярна поверхні[1].

Волочіння, виконане до плющення, підсилює орієнтування $\langle 110 \rangle$ і, відповідно, послаблює $\langle 111 \rangle$. Ця закономірність проявляється тим яскравіше, чим більше деформація під час волочіння.

Після гарту і відпуску текстура зберігається, тільки дещо збільшується розсіювання орієнтувань зерен. Показано, що пружинний матеріал з такою текстурою має високі значення границь міцності, пружності і крутного моменту. Крім того, великий опір втомним навантаженням і значна релаксаційна стійкість. Однак залежність зазначених чинників від типу і розсіювання текстури не досліджували.

Таблиця 1.3 – Анізотропія механічних властивостей різних марок сталей в залежності від ступеня деформації при холодній прокатці [1]

Марка сталі	Ступінь деформації, %	Вздовж напрямку прокатки		Поперек напрямку прокатки	
		межа міцності Н/м ² · 1	межа пластичності Н/м ² · 1	межа міцності Н/м ² · 1	межа пластичності Н/м ² · 1
25ХГСА	0	587 (60)	383 (39)	588 (60)	392 (40)
	10	667 (68)	568 (58)	686 (70)	588 (60)
	20	715 (73)	686 (70)	784 (80)	735 (75)
	30	775 (79)	735 (75)	834 (85)	824 (84)
	40	803 (82)	794 (81)	912 (93)	882 (90)
	50	—	—	—	—
	60	—	—	—	—
ЭИ 659	0	755 (77)	657 (67)	814 (83)	784 (80)
	10	832 (85)	803 (82)	891 (91)	864 (88)
	20	911 (93)	882 (90)	980 (100)	940 (96)
	30	578 (59)	931 (95)	1030 (105)	1000 (102)
	40	1010 (103)	980 (100)	1069 (110)	1058 (108)
	50	1050 (107)	1010 (103)	1133 (115)	1098 (112)
	60	1069 (110)	1050 (107)	1148 (117)	1148 (117)
ЭИ 811	0	745 (76)	647 (66)	834 (85)	716 (73)
	10	834 (85)	765 (78)	980 (100)	892 (91)
	20	910 (93)	864 (88)	1098 (112)	1058 (108)
	30	960 (98)	923 (94)	1157 (118)	1110 (113)
	40	1000 (102)	990 (101)	1176 (120)	1156 (118)
	50	1058 (108)	1010 (103)	1198 (122)	1176 (120)
	60	1069 (110)	1058 (108)	1225 (125)	1206 (123)

При прокатці листів ширина залишається практично незмінною. Утворена в листах волокниста текстура призводить до значної анізотропії механічних властивостей в поздовжньому і поперечному напрямках, а також до різниці текстури на поверхні і всередині листа.

Шляхом зміни технології прокатки і термічної обробки можна управляти анізотропією, зменшуючи тим самим багато шкідливих ефектів, що виникають в металах внаслідок значної направленості. Наприклад, прямокатані листи мають межу міцності в напрямку прокатки приблизно

143 Мн/мм², а в поперечному напрямку вище 262 Мн/м² [2]. Якщо лист кантувати на 90° після кожного проходу, тобто здійснювати прокатку в поперечному напрямку, то механічні властивості становляться ізотропними і границя міцності у всіх напрямках в площині листа досягає 166 Мн/м².

До того ж, границя міцності маловуглецевих сталевих листів, які використовують для глибокого штампування, в напрямку прокатки на 12% вище ніж в поперечному. Так, анізотропія в сталевих листах протилежна тій, яка знайдена в прокатаних листах магнію. Мабуть, причина полягає в кристалографічній відмінності цих матеріалів, яка впливає на швидкість зміцнення в різних напрямках в процесі розтягу металів. Часто в процесі штампування або глибокої витяжки анізотропія границі міцності і пластичності проявляється у вигляді утворення хвилястих «завушин» на верхніх краях чашок. Самі по собі завушини не становлять великої небезпеки так як їх легко можна обрізати, але більш серйозним і небажаним є зменшення товщини стінок в місцях максимальної пластичності. Утворення завушин не є наслідком недосконалої технології процесу штампування, а обумовлено спрямованою структурою матеріалу. Для доказу був проведений такий дослід. На одній машині при однакових умовах були відштамповані дві чашки зі сплаву Cu – 20% Ni. Єдина відмінність полягала в технології прокатки листа та відпалу. Результати дослідження підтвердили, що причина утворення «завушин» полягає у направленості властивостей, яка обумовлена різною прокаткою і відпалом.

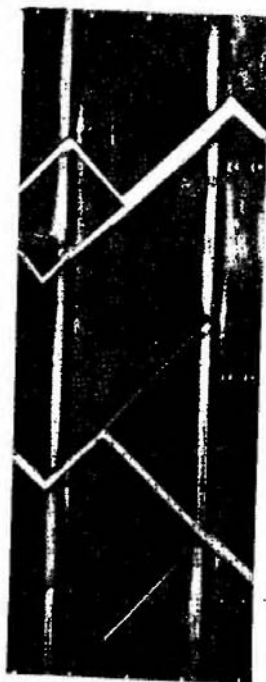


Рисунок 1.5 – Зразок молібденового листа, прокатаний в поперечному напрямку з крихкими тріщинами під 45° [10]

Ще більш примітною, ніж утворення завушин на чашках, є надзвичайна крихкість, яку виявляють після поперечної прокатки листів молібдену. На рис. 1.5 зображено типовий зразок, в якому раптово з'явилися крихкі тріщини вздовж ідеальних прямих ліній, розташованих під кутом 45° відносно напрямку прокатки, після того як абсолютно м'який лист кілька разів перегнули в прямому і зворотному напрямках [10]. Отже, вивчення текстури прокатки і рекристалізації є дуже важливим, оскільки визначення напрямку текстури значно полегшує вибір подальшої обробки матеріалу та деталей.

2 МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА

2.1 Характеристика сталі 08Ю

Хімічний склад сталі 08Ю за ГОСТ 9045 [14] наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталі 08Ю за ГОСТ 9045-93

Марка сталі	Масова частка елементів, %					
	C	Mn	S	P	Si	Al
08Ю	≤0,07	≤0,35	≤0,025	≤0,020	≤0,03	0,02-0,07

Сталь 08Ю застосовується для виробництва листового прокату товщиною 0,4–8 мм різних категорій (холоднокатаний прокат п'яти категорій за ГОСТом 9045-93 та гарячекатаний прокат за ГОСТом 1577-93), призначеного для виробництва деталей, виготовлених методом холодного штампування; електрозварювальних труб, призначених для виготовлення побутових і промислових трубчастих електронагрівачів (ТЕН) і інших виробів машинобудування; згорнутих паяних двошарових труб для трубопроводів гідравлічних систем комбайнів, тракторів, автомобілів, побутових холодильників і т.д.; холоднокатані стрічки товщиною 0,5 – 4,0 мм, які призначені для згинання, штампування деталей, виготовлення труб, порошкового дроту, деталей підшипників та інших металевих виробів.

Згідно ГОСТ 9045-93, в залежності від здатності до витяжки, товщини прокату і фізико-механічних властивостей, холоднокатаний прокат поділяється на п'ять категорій.

1 категорія - це сталь із здатністю до витяжки СВ (складна витяжка), ВГ (вельми глибока) при товщині прокату до 2,0 мм. Нормованими характеристиками даної групи є глибина сферичної лунки.

2 категорія - це сталь із здатністю до витяжки СВ (складна витяжка), ВГ (вельми глибока), ОСВ (особливо складна витяжка) при товщині прокату до 3,9 мм. Нормованими характеристиками даної групи є тимчасовий опір і відносне подовження.

3 категорія - це сталь із здатністю до витяжки СВ (складна витяжка), ВГ (вельми глибока), ОСВ (особливо складна витяжка) при товщині прокату до 2,0 мм. Нормованими характеристиками даної групи є тимчасовий опір, відносне подовження і глибина сферичної лунки.

4 категорія - це сталь із здатністю до витяжки СВ (складна витяжка), ОСВ (особливо складна витяжка), ВОСВ (вельми особливо складна витяжка), ВОСВ-Т (вельми особливо складна витяжка з витонченням стінки) при товщині прокату до 2,0 мм . Нормованими характеристиками даної групи є межа плинності, тимчасовий опір, відносне подовження і глибина сферичної лунки.

5 категорія - це сталь із здатністю до витяжки СВ (складна витяжка), ОСВ (особливо складна витяжка), ВОСВ (вельми особливо складна витяжка), ВОСВ-Т (вельми особливо складна витяжка з витонченням стінки) при товщині прокату до 2,0 мм . Нормованими характеристиками даної групи є межа плинності, тимчасовий опір, відносне подовження, твердість і глибина сферичної лунки.

Сталь марки 08Ю є нестаріючою. Процес деформаційного старіння характеризується зміною властивостей матеріалу без помітної зміни мікроструктури. Такі процеси протікають, в основному в низьковуглецевих сталях. Відповідальними за деформаційне старіння є атоми втілення, що перебувають у твердому розчині. Атомам азоту належить головна роль в ініціюванні схильності до деформаційного старіння. Причиною цього є велика розчинність і дифузійна рухливість атомів азоту в α -залізі в порівнянні з вуглецем. Алюміній, пов'язуючи азот в нітрид, виводить його з твердого розчину, при цьому знижує ступінь спотворення кристалічної ґратки фериту і унеможливорює формування

скупчень азоту навколо дислокацій, забезпечуючи тим самим умови для НЕ старіння такої сталі.

Нестаріючі сталі характеризуються мінімально можливим вмістом всіх домішок (C, N, Mn, Si, Cr, Ni, S, P і ін.), низькою твердістю і міцністю, високим відносним і рівномірним видовженням, великою витяжкою, холоднокатаний лист з них повинен мати високу якість поверхні і не бути схильним до деформаційного старіння.

Для того щоб зробити сталь нестаріючою, необхідно атоми впровадження, переважно азот, вивести з твердого розчину, зв'язавши його нітридоутворюючими елементами. Як нітридоутворюючі елементи, на практиці, найчастіше використовують алюміній. Так само варто відзначити сприятливий вплив алюмінію на штампуємість сталі.

Алюміній забезпечує отримання рівномірної структури (так званої - чечевицеподібної), тобто створює умови, які забезпечують отримання металу, придатного для глибокого штампування [12].

Крім зв'язування атомів азоту в нітрид алюмінію, щоб уникнути деформаційного старіння, легування алюмінієм сприятливе корозійній стійкості. Це пов'язано з тим, що з'єднання активного та пасивного металів призводить до пасивації активного, внаслідок цього утворюється сплав, який відрізняється стійкістю до дії агресивних середовищ.

При холодній прокатці сталі зі збільшенням ступеня деформації підвищуються всі характеристики міцності: границя плинності, границя міцності, твердість. Міцність особливо зростає на початкових стадіях деформації (до 20-30%), при подальшому підвищенні ступеня деформації інтенсивність зміцнення зменшується. При холодній прокатці відбуваються інтеркристалітне та транскристалітне руйнування, з'являються мікроскопічні тріщини, які зі збільшенням ступеня деформації ростуть, що призводить до зниження пластичності металу. Найбільше зниження пластичності відбувається на початкових стадіях холодної деформації, тобто коли різко зростає міцність. Зі збільшенням деформації

(до 50-70%) метал стає дуже міцним і крихким. Механічні властивості після холодної прокатки наведені в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Вплив ступеня деформації на механічні властивості сталі 08Ю

Ступінь деформації, %	Твердість, НВ	Відносне видовження, δ , %	Границя міцності, σ_B , Н/мм ²
0	100	53	323
5	113	41	372
10	126	32	392
15	143	23	421
20	151	15	451
25	163	11	490
30	170	9	519
35	175	7	539
40	179	5	568
45	180	4,5	578
50	183	3	608
55	185	2,5	617
60	187	2	637
65	190	1,9	647
75	194	1,5	666

При холодній прокатці форма зерна металу змінюється відповідно до загальної схеми деформації; вони витягуються в напрямку прокатки і зменшують свої розміри по висоті (стискаються). Метал отримує стрічкову структуру (при великих ступенях деформації – текстуру), вона ж деформаційна стрічковість, що приводить до анізотропії властивостей в напрямку прокатки. Різниця у властивостях наклепаного металу в процесі

холодної деформації, обумовлена стрічковою структурою, називається механічною анізотропією [13].

Термічну обробку холоднокатаної сталі проводять з метою зняття зміцнення матеріалу після холодної прокатки, отримання найкращих механічних властивостей, забезпечення гарної штампуємості, а також, щоб зберегти або поліпшити стан поверхні холоднокатаних смуг. При відпалі в металі повинні повністю відбуватися рекристалізація деформованого фериту [13]. При пластичній холодній деформації кристалічні ґратки зерен набувають переважно просторового орієнтування в визначених кристалографічних напрямках максимальної щільності атомів, виникає текстура деформації. Як видно з рисунка 2.1, зі збільшенням ступеня деформації тимчасовий опір збільшується, а відносне видовження знижується, тобто відбувається наклеп металу.

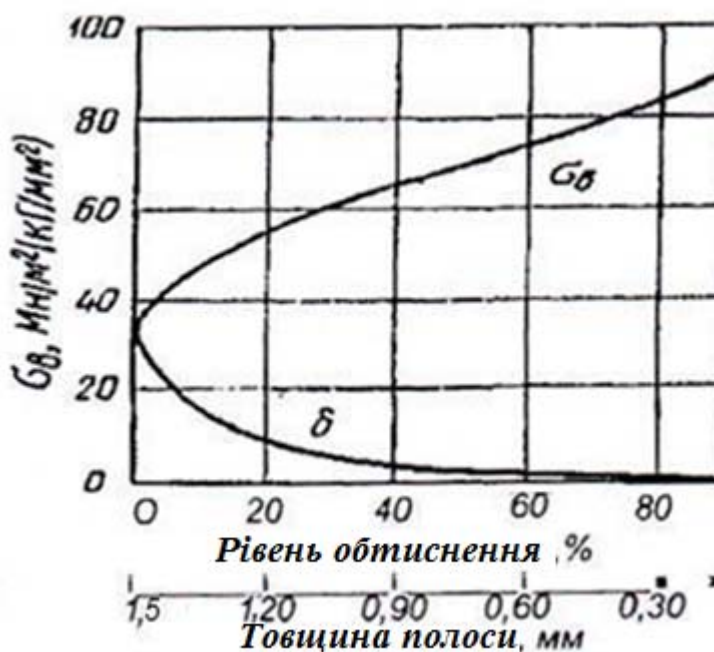


Рисунок 2.1 – Залежність міцності і відносного подовження від ступеня обтиснення [14]

Це пояснюється тим, що в процесі пластичної деформації збільшується кількість дефектів кристалічної будови (дислокацій, вакансій,

міжвузлових атомів), які ускладнюють рух окремих нових дислокацій. Все це приводить до підвищення опору деформації і зменшення пластичності. Тому, для знеміцнення і відновлення пластичних властивостей металу потрібна подальша термічна обробка. Найкращим видом термічної обробки в цьому випадку є світлий відпал рекристалізації. Це обробка, в процесі якої відбувається виникнення і зростання нових недеформованих зерен внаслідок утворення центрів рекристалізації і зростання нових зерен. Процес утворення центрів рекристалізації термічно активний – прискорюється з ростом температури.

Відпал холоднокатаної стрічки з низьковуглецевої сталі проходить в три стадії [13,14]. При нагріванні до порівняно низьких температур (приблизно $0,2 T_{пл}$) протікає процес повернення. При цьому відбувається зменшення точкових дефектів (вакансій, міжвузлових атомів) і перерозподіл дислокацій, без утворення нових субграниць. Однак при цьому ще не спостерігається помітних змін структури порівняно з деформованим станом. При температурі $0,2-0,5 T_{пл}$ здійснюється полігонізація. Відбувається перерозподіл дислокацій, що приводить до утворення субзерен (полігонів) з малокутовими границями і зняття деформаційних напружень. При температурі $0,4-0,5 T_{пл}$ протікає рекристалізація, яку можна розділити на кілька стадій. При рекристалізації відбувається переміщення границь зерен. Кілька субзерен, завдяки розчиненню окремих малокутових границь, об'єднуються. Нова границя зерна, завдяки переповзанню дислокацій, змінює орієнтацію і утворюється багатокутова границя. Таким чином, виникає зародок рекристалізації. Так як дислокації накопичуються на границях зерен і фаз, то тут спостерігається максимальна щільність дислокацій, звідси починається рекристалізація. Після утворення зародків починається їх зростання до повного знищення деформованої структури. Цей процес називається первинна рекристалізація. Після завершення первинної рекристалізації протікає збірна рекристалізація, в процесі якої відбувається зростання

одних рекристалізованих зерен за рахунок інших шляхом пересування багатокутових границь. Основною причиною збиральної рекристалізації є прагнення до зменшення зернограничної енергії завдяки зменшенню протяжності границь при зростанні зерна. У цей період межа плинності збільшується [13, 15]. Найменша температура нагріву, при якій з'являються рекристалізовані зерна, називається температурою початку рекристалізації [16]. Вона не є фізичною константою. На цю температуру впливає кілька чинників: ступінь деформації при обробці тиском, час відпалу, ступінь чистоти металу і розмір початкового (до деформації) зерна. Зі збільшенням ступеня деформації температура початку рекристалізації знижується, як видно з рисунку 2.2.

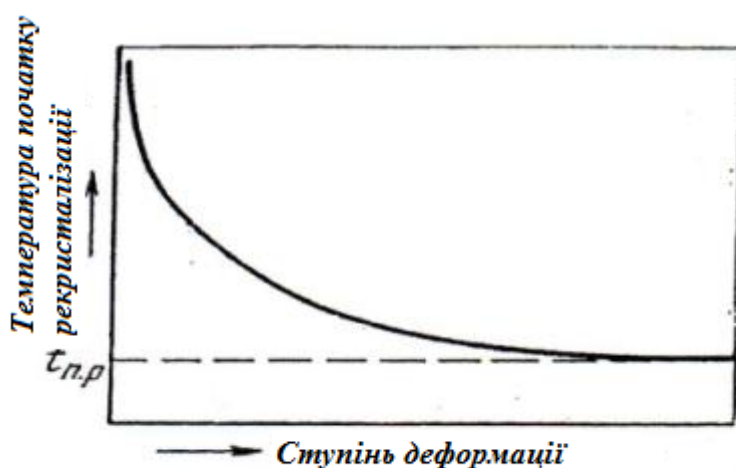


Рисунок 2.2 – Вплив ступеня деформації на температуру початку рекристалізації [14]

Пояснюється це тим, що зі збільшенням ступеню деформації збільшуються густина дислокацій і енергія, накопичена при деформації, тобто виникає термодинамічний стимул рекристалізації. Зі збільшенням часу відпалу і з підвищенням чистоти сильно деформованого металу, температура початку рекристалізації знижується. Подрібнення вхідного (до деформації) зерна приводить до зниження температури початку

рекристалізації, тому що в більш дрібнозернистому металі більше сумарна площа багатокуткових границь, де зароджуються центри рекристалізації, і більша накопичена при деформації енергія. У загальному випадку $T_p = 0,4 - 0,5 T_{пл}$.

Розмір рекристалізованого зерна – одна з найважливіших характеристик відпаленого металу. Розмір зерна до моменту закінчення первинної рекристалізації залежить від співвідношення швидкості зародження центрів рекристалізації і лінійної швидкості їх зростання. Чим більше швидкість зародження центрів і менше лінійна швидкість росту, тим дрібніше отримується зерно до моменту закінчення первинної рекристалізації, і навпаки. Після закінчення первинної рекристалізації зерна укрупнюються внаслідок збиральної рекристалізації. Тому на кінцевий розмір зерна впливає також лінійна швидкість росту кристалітів при збиральній рекристалізації.

До основних факторів, що впливає на кінцевий розмір зерна, відносяться хімічний склад, параметри гарячої прокатки, ступінь деформації, температура і час відпалу [13, 15].

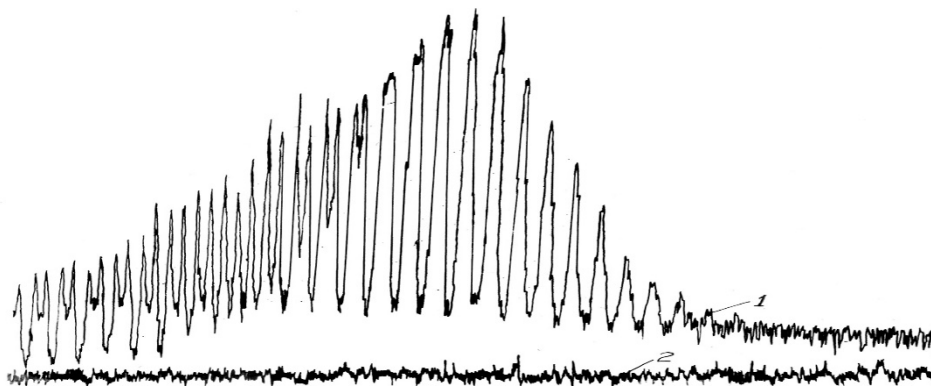
2.2 Методика визначення текстури прокатки рентгеноструктурним методом за методом Шульца

Текстуру досліджували рентгеноструктурним методом на дифрактометрі ДРОН-1 у α - випромінюванні із залізним анодом. Поверхня плоского зразка, від якого одержували дифракційну картину, є площиною прокатки.

Досліджувалися зразки маловуглецевої сталі 08Ю після холодної деформації ($\epsilon=70\%$) із наступним відпаленням при температурах 620° , 650° та 700°C протягом 2 годин.

Полюсна фігура полікристалічного зразка – це стереографічна проекція нормалей до площин (hkl) . На сфері проекцій кожна нормаль зображується полюсом (точкою) на сфері. Проекції полюсів рівномірно заповнюють основний круг при хаотичному розташуванні зерен. Для текстурованого матеріалу площини (hkl) орієнтуються закономірно відповідно до типу кристалографічної текстури і на площині проекції полюси будуть знаходитися в певних областях. Аналіз їх розташування дає можливість визначити компоненти текстури.

Кількісну оцінку при дослідженні текстур можна проводити тільки за допомогою дифрактометра. Для побудови полюсної фігури необхідно записати текстурну криву на дифрактометрі, що уявляє собою розподіл інтенсивності дифракційних променів від певної площини для усіх зерен (рис 2.3). Для зйомки вибирають лінії з малими значеннями hkl , як найбільш інтенсивні, це 110 для ОЦК та 111 для ГЦК ґраток.



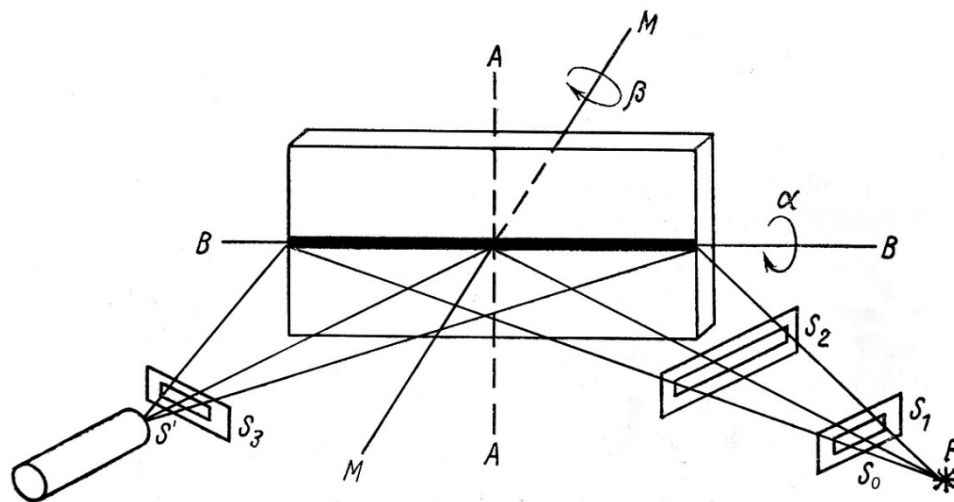
1–текстурна крива; 2–лінія фону

Рисунок 2.3 – Текстурна крива для маловуглецевої сталі після прокатки, ступінь деформації 80% [17]

В методі нахилу обертання навколо осі АА використовують тільки для встановлення зразка в таке положення, щоб нормаль ММ до його поверхні складала кути $90^\circ - \theta$ із променями падаючими та відбитими. Вхідну щілину S_1 та щілину лічильника S_3 розташовують горизонтально.

Безпосередньо поблизу зразка ставлять щілину S_2 , яка обмежує освітлення ділянки зразка вузькою полосою, яка розташована на осі BB .

На рис 2.4 показано схему зйомки методом нахилу Шульца [17].



F – фокус рентгенівської трубки; S_1 і S_2 – щілини для формування горизонтального пучка променів; S_3 – щілина перед лічильником; S_0 – первинні промені; S' – дифракційні промені

Рисунок 2.4 – Схема зйомки на відбиття методом нахилу зразка (метод Шульца)[17]

Із вихідного положення ($\alpha_0 = 90^\circ$) виконують дискретні оберти на кути α навколо осі BB (рис.2.4). При кожному даному куті α зразок безперервно обертають навколо осі MM на кути $\beta = 0 \div 360^\circ$. Обертання навколо осі BB відповідає аналізу полюсної фігури від центру до периферії (вздовж сліду площини, яка містить осі AA та MM), а обертання навколо осі MM – по концентричним колам радіуса α . На відміну від методу обертання в методі нахилу теоретично кут α можна змінювати в інтервалі від 0 до 90° . Проте при нахилі із-за кінцевої висоти ділянки зразка, яку опромінюють, також відбувається дефокусування, досить суттєве при невеликих значеннях α . Це обмежує інтервал використаних значень α до $\approx 20^\circ$. Важливою перевагою методу нахилу є відсутність необхідності вносити поправку на поглинання. Тобто, зразок встановлюють під кутом θ

до обраної площини (110) і він надалі, як і положення лічильника під кутом 2θ залишаються незмінними, тобто відбиття одержуємо тільки від площин (110). Напрямок прокатки (НП) у зразку встановлюють вертикально. На рис.2.4 – це лінія АА. Щоб охопити положення усіх зерен в просторі зразка треба послідовно вивести площину (110) в положення відбиття. Для цього необхідно нахилити зразок відносно осі ВВ на кут $0 \leq \alpha \leq 70^\circ$. Одночасно зразок обертають на кут $0 \leq \beta \leq 360^\circ$ навколо осі ММ перпендикулярної до площини прокатки. При одночасному обертанні зразка навколо двох осей, нормалі до площин (110) описують на стереографічній проекції спіраль із початком в центрі полюсної фігури.

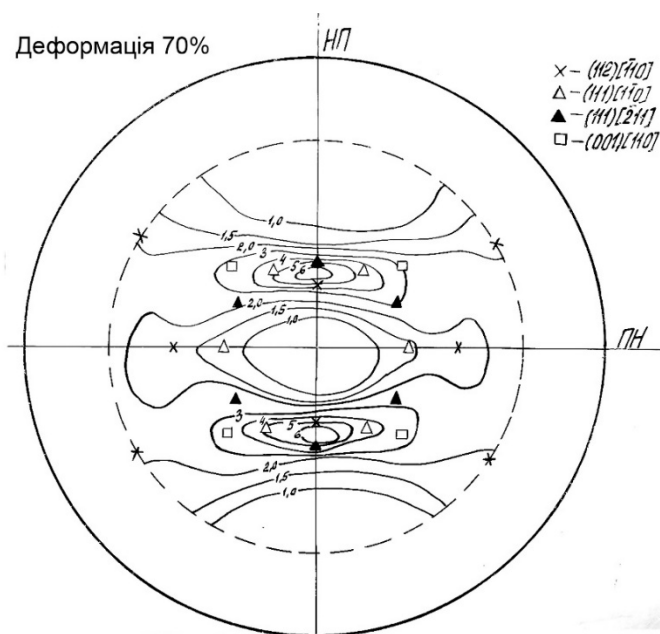


Рисунок 2.5 – Неповна полюсна фігура для сталі 08Ю [17]

Для виміру інтенсивності готують еталон, в якому хаотичне розташування зерен і відсутня текстура, для цього досліджений зразок подрібнюють в порошок, який спресовують на тверду основу. Зйомку еталона проводять в такому ж режимі, як і зразок. Різниця між інтенсивностями фону і еталона визначає рівні інтенсивності (в долях еталона), які наносять на текстурну криву і визначають точки однакової

інтенсивності променів, відбитих від зразка – це точки перетину лінії кожного рівня із текстурною кривою для відповідних значень кутів α і β . Ці точки переносяться на кальку і з'єднують плавною кривою (ізолінією) із позначенням рівня інтенсивності. Так отримують полюсну фігуру, подібну до зображеної на рис.2.5. Такі полюсні фігури називають напівкількісними.

Перевагою кількісних полюсних фігур є те, що можна порівнювати між собою полюсну щільність для однакових (hkl) різних зразків.

На полюсній фігурі НП – напрямок прокатки; ПН – поперечний напрямок, перпендикулярний до НП. Обидва напрямки лежать в площині прокатки.

Якщо постає завдання визначити принципового характеру структури, то слід мати на увазі, що кількісні полюсні фігури мають високу точність, і тому, на них виявляються такі деталі орієнтувань, які хоча і присутні в даному місці прокатного листа, але не виявляються в іншому місці того ж листа. Тому, необхідно усереднювати результати, отримані при вивченні різних ділянок даного листа.

2.3 Побудова полюсних фігур за даними дифрактограм

Для кожного досліджуваного зразка проводять зйомку серії дифрактометричних кривих при обертанні зразка в своїй площині (зміні кута β від 0 до 360°) для різних кутів α – найчастіше через 5° в інтервалі від 0 до 70-75°. В нашому випадку заміри проводяться автоматично. При одночасному обертанні зразка навколо двох осей, нормалі до площин (110) описують на стереографічній проекції спіраль із початком в центрі полюсної фігури.

Для нетекстурованого зразка, для якого нормалі N_{hkl} розташовані в просторі рівномірно, дифракційна картина при зміні кута β при $\alpha = \text{const}$ є

горизонтальною лінією. Інтенсивність відображених рентгенівських променів при повороті зразка в площині прокатки не повинна змінюватися.

У випадку текстури прокатки за рахунок нерівномірного розподілу нормалей до відбиваючої системи площин в площині прокатки на дифракційних кривих виходять текстурні максимуми (рис. 2.6).

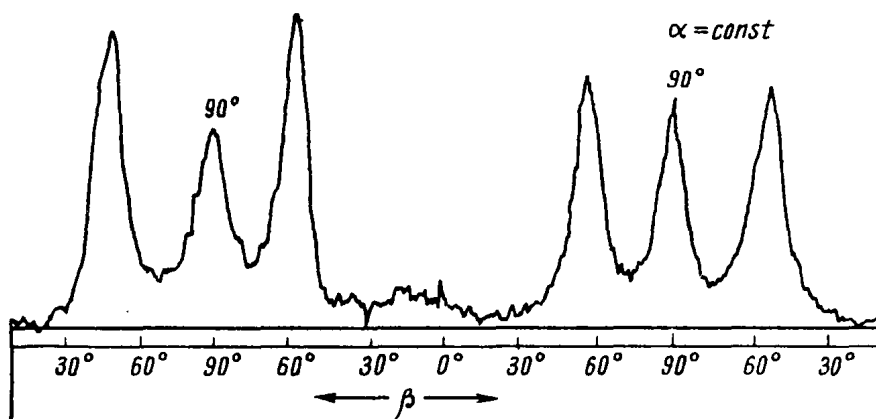


Рисунок 2.6 – Текстурні максимуми на кривій розподілу інтенсивності для $\alpha = \text{const}$. Показана масштабна лінійка для визначення кутів β , накладена на дифракційну криву [10]

При зміні кута α в відображенні починає брати участь інша система площин по відношенню до площини прокатки, тому характер дифракційних кривих буде змінюватися (змінюється положення текстурних максимумів по куту β , а також їх кількість і інтенсивність).

Піки дифракційних кривих, що відповідають текстурованим максимумам, у випадку гарного юстування зразка і суворих умов прокатки повинні бути симетричними відносно напрямку прокатки і напрямку, який перпендикулярний напрямку прокатки, тобто інтенсивності на даній кривій при $\alpha = \text{const}$ для кутів β рівних 0 і 180, 90 і 270 °, а також в інших, симетричних щодо цих напрямків точках (наприклад $0 + \beta_k$, $0 - \beta_k$, $180 + \beta_k$, $180 - \beta_k$) повинні бути рівні. Це обумовлено тим, що НП і ПП є слідами площин симетрії, а площину прокатки – площиною симетрії. З огляду на це, побудову полюсної фігури може бути проведено в одному квадранті

кальки, накладеної на радіальну сітку. Однак, іноді через локальну неоднорідність текстури, викликану, наприклад, крупнозернистістю чи різнозернистістю структури, через нерівномірний розподіл дисперсних фаз і ін., ця рівність може і не дотримуватися (див. рис. 2.6).

Для побудови полюсної фігури на кільце полярної сітки радіусу α через 15° від НП по кутах β наносимо опосередковані інтенсивності, що відповідають даному куту β (рис. 2.7). Для положення β , рівного 0 і 90° , опосередкування інтенсивності проводять по двох точках (0 і 180 , 90 і 270°). Для положення β , що не рівний 0 і 90° – по чотирьох точках: $0^\circ \pm \beta_k$ і $180^\circ \pm \beta_k$ (або $90^\circ \pm \beta_k$ і $270^\circ \pm \beta_k$) рис. 2.6.

Визначення кутів β через 15° проводять за допомогою заздалегідь побудованої прозорої лінійки з нанесеним кутовим масштабом по кутах β . Її будують, враховуючи швидкості переміщення стрічки самописця і обертання зразка в своїй площині. Інтенсивність, яка відповідає даній точці β , може бути визначена по цифрам, нанесеним на стрічці самописця.

Для порівняльного аналізу серії зразків по дифракційним картинам, знятим при одному і тому ж режимі роботи рентгенівського апарата, перерахунку інтенсивності на еталонний (нетекстурований) зразок можна не робити.

Для обліку можливої зміни інтенсивності рентгенівських інтерференцій при нахилі зразка на відносно великий кут (більше $55-60^\circ$ при хорошій юстирування текстурної приставки) записують інтенсивність відбиття для еталонного (нетекстурованого) зразка при різних кутах α . Нетекстурований зразок може бути виготовлений з дрібного відпаленого порошку досліджуваного матеріалу, наклеєного на картон. Враховуючи залежності для еталона, будують криву поправочний коефіцієнт K , рівного відношенню I_0/I_α , в залежності від кута α , де I_0 – інтенсивність при $\alpha = 0$, I_α – інтенсивність при даному α (рис. 2.8). Для кутів α більше $55-60^\circ$, при яких спостерігається відхилення I_0/I_α для еталона від одиниці, знайдені опосередковані значення інтенсивності в кожній точці дифракційної кривої

для досліджуваного зразка повинні бути помножені на відповідний даному куту α коефіцієнт K .

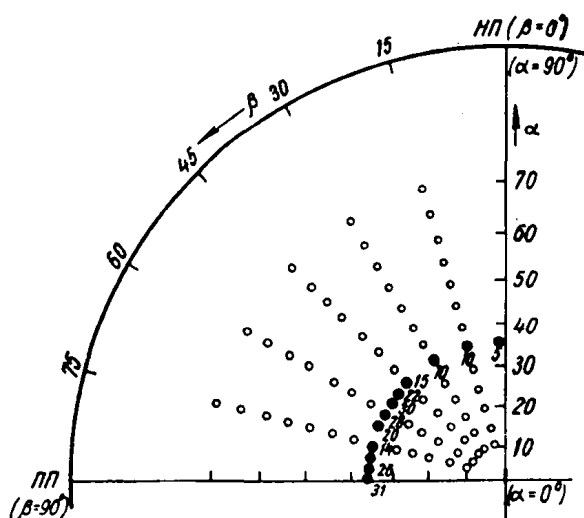
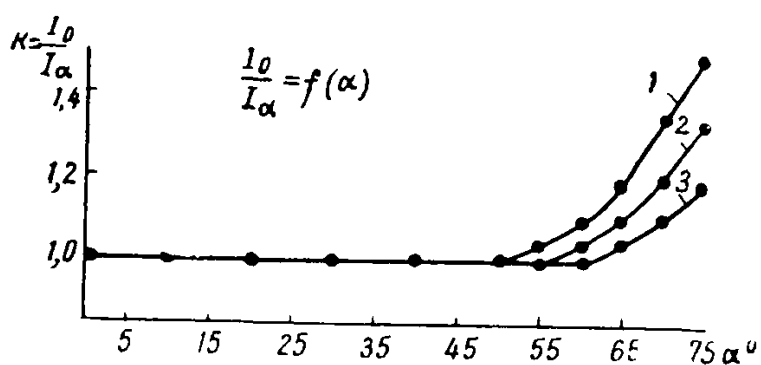


Рисунок 2.7 – Приклад побудови полюсної фігури за допомогою полярної сітки по дифрактометричній кривій з текстурними максимумами [10]

Після нанесення на кальку значень інтенсивності всіх зазначених точок по кутах α і β з'єднуємо точки з однаковою інтенсивністю і відзначаємо її значення (рис. 2.9). Зазначена побудова аналогічно побудові топографічної карти висот над рівнем моря. Зазвичай вибирають не більше шести-десяти рівнів інтенсивностей. Наприклад, якщо для всіх дифракційних кривих даного зразка мінімальною інтенсивністю є 5 імп/сек, а максимальної 70 імп/сек, то такими рівнями можуть бути: 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60 і 70 імп/сек. Інтенсивність, яка відповідає текстурному максимуму, наносять на кальку без зміни.

Склавши послідовно кальку по згинах, відповідними напрямками НП і ПП, і, перевівши в інші квадранти кальки рівні інтенсивностей з квадранта, на якому проводили побудову, отримаємо центральну частину полюсної фігури. Положення текстурних максимумів на полюсній фігурі відповідає положенню рівнів з максимальною інтенсивністю.



1 – вольфрам; 2 – ніобій, молибден; 3 – залізо, нікель, мідь

Рисунок 2.8 – Крива поправочного коефіцієнта $K = I_0/I_\alpha$ для еталонного порошкового зразка [10]

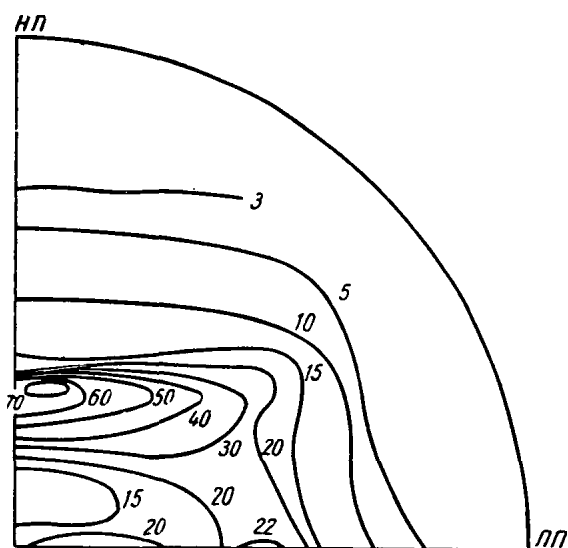


Рисунок 2.9 – Типова полюсна фігура вольфраму (ПО), побудована іонізаційним методом на відбиття [10]

Переважні орієнтування текстури прокатки визначають за допомогою стандартних сіток так само, як і при аналізі полюсних фігур, отриманих фотометодом.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ І ЇХ АНАЛІЗ

3.1 Аналіз полюсної фігури для визначення компонент текстури

При аналізі полюсних фігур важливо визначити компоненти текстури, тобто осі текстури і її площини. Це може бути пов'язано з труднощами: наприклад, якщо текстура складна, то в зразку може існувати кілька бажаних орієнтацій.

Уявімо, що в зразку є єдина орієнтація. Тоді на полюсній фігурі $\{100\}$ для головних напрямків типу $\langle 100 \rangle$ отримаємо три точки, що зображують ці орієнтації. Якщо процес деформації протікає симетрично, як це в першому наближенні має місце при прокатці, то після такої деформації можливі орієнтації, які виходять шляхом симетричних перетворень (відображення в площині і повороту). Тому для текстури прокатки з однієї орієнтацією вийде вісім симетричних орієнтацій, що утворюють досить складну полюсну фігуру. Якщо врахувати розсіювання текстури, то окремі точки полюсної фігури розмиваються. Таким чином, на полюсній фігурі навіть при одній орієнтації кристалітів утворюються складні візерунки, характерні для текстури прокатки.

Коли в текстурі існують дві або кілька бажаних орієнтацій, кожна з яких має кілька симетричних положень, то в результаті накладення виходить дуже складна полюсна фігура. При аналізі такої полюсної фігури виявити орієнтації, що лежать в її основі, досить важко, так як можна брати максимуми від різних орієнтацій і поєднувати їх, що призведе до негативного результату або до неіснуючої орієнтації.

Для визначення компонент текстури побудовану полюсну фігуру нанести на кальку і послідовно накладати її на сітки Закса, що уявляють собою стереографічні проекції нормалей до площин ґратки при певній орієнтації ґратки відносно осі проекцій. Вісь проекції – це найбільш щільно паковані напрямки $[100]$, $[110]$, $[111]$, $[112]$ та $[113]$. На рис.3.1 для

прикладу наведено сітки Закса із різною орієнтацією ґратки кристала, суміщеною із віссю проєкції, орієнтація ґратки позначена в центрі сітки.

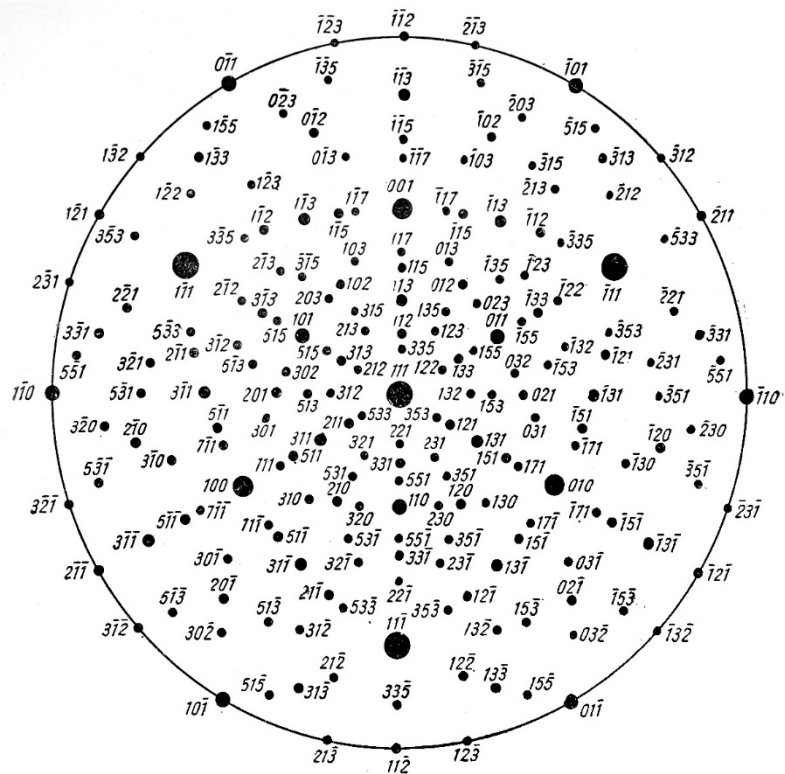
Радіус полюсної фігури повинен бути однаковим із радіусом сітки Закса, це необхідно врахувати при побудові полюсної фігури.

Кальку необхідно повертати до тих пір, щоб згущення інтенсивності на полюсній фігурі сумістилося із полюсами 110 на сітці Закса. Це індекси вибраної лінії для зйомки текстурограми, їх треба заздалегідь знайти на сітці. Якщо певні максимуми сумістилися, то в центрі сітки Закса – індекси кристалографічної площини, що лежить в площині прокатки, а кристалографічний напрямок прокатки (НП) знаходять на вертикальному діаметрі на відстані 90° від центра сітки. Для напрямку НП проєкція знаходиться на горизонтальному діаметрі.

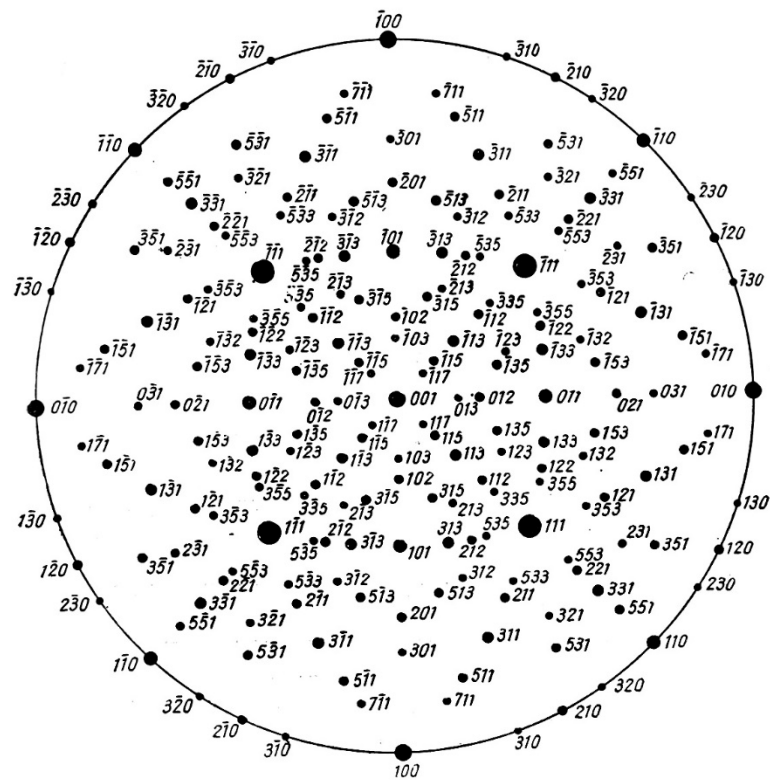
Для визначення положення інших згущень інтенсивності необхідно послідовно змінювати сітки Закса із іншою орієнтацією.

Після знаходження усіх компонент текстури слід визначити найбільш (та найменш) сильну (або слабку) компоненти текстури, враховуючи максимальні значення інтенсивності згущень (рівні інтенсивності вказані біля кожної ізолінії).

Для повної полюсної фігури периферійну область ($70^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ$ після пунктирної лінії на рис.3.1), одержують при зйомці набору декількох зразків, вирізаних перпендикулярно напрямку прокатки і складених один до одного.



а



б

а – орієнтація [111]; б – [001]

Рисунок 3.1 – Стандартні сітки Зарка [10]

3.2 Визначення компонент текстури деформації і рекристалізації в сталі 08Ю

На рис.3.2 наведені текстурні криві, одержані при зйомці за методом Шульца з використанням модернізованого дифрактометра ДРОН-1 [17]. Текстурна крива – це розподіл інтенсивності дифракційних променів від площини (110) різних зерен при виведенні їх у відбиваюче положення. Використано дифракційне відбиття від площин (110), що є найбільш інтенсивним для ОЦК-гратки сталі 08Ю. Напрямок прокатки (НП) встановлювався вертикально, зйомку проводили безперервним нахилом зразка до кута $\alpha=70^\circ$ і з одночасним обертанням навколо нормалі до площини прокатки. За час обертання на кут β ($0 \leq \beta \leq 360^\circ$) нахил зразка становив $\alpha=5^\circ$.

Аналіз одержаних полюсних фігур

На рис.3.2 наведено текстурограми зразків сталі 08Ю, деформованих на 70% та після відпалювання 620° , 650° та 700°C протягом 2 годин. Відповідні полюсні фігури показано на рис.3.3 – 3.6.

Текстура після холодної деформації ($\varepsilon=70\%$) представлена орієнтировками (111) $[11\bar{2}]$, (111) $[110]$, (112) $[1\bar{1}0]$ та (001) $[110]$ (рис.3.2). Найбільш сильною є компонента (111) $[1\bar{1}0]$ (для $\alpha=35^\circ$ рівень інтенсивності дорівнює 6) вона має суттєве розсіяння і тому компонента (111) $[11\bar{2}]$, що знаходиться в області її розсіяння, виглядає також сильною із рівнем інтенсивності 5. Компонента (112) $[1\bar{1}0]$, на текстурній кривій, максимумами полюсної інтенсивності якої позначені буквою С, відповідають куту нахилу $\alpha=30^\circ$, і мають значну інтенсивність на полюсній фігурі (рис.3.3) – 4 рівень інтенсивності, але слід вважати, що цю компоненту також підсилює розсіяння компоненти (111) $[1\bar{1}0]$.

Площа текстурної кривої, що обмежена лінією фону та пунктирною лінією, проведеною через мінімуми, характеризує долю аксіальної компоненти $[111]$ (рис.3.2). Наявність таких зерен із орієнтацією (111) в площині прокатки в кількісному відношенні максимальна в деформованому стані.

Найбільш слабкою, порівняно з іншими компонентами є компонента $(001) [110]$, на текстурній кривій їй відповідають піки, позначені буквами $m(\alpha=45^\circ)$ і на полюсній фігурі – другий рівень інтенсивності. Можливо, це пов'язано з тим, що поява менш пакованих площин (001) в площині прокатки призводить до зменшення середньої ретикулярної щільності атомів на цих площинах.

Збільшення деформації $>70\%$ нераціонально, тому що спостерігалось часткове руйнування компоненти із площинами $(111) [1\bar{1}0]$, яка є найбільш сприятливою для властивостей.

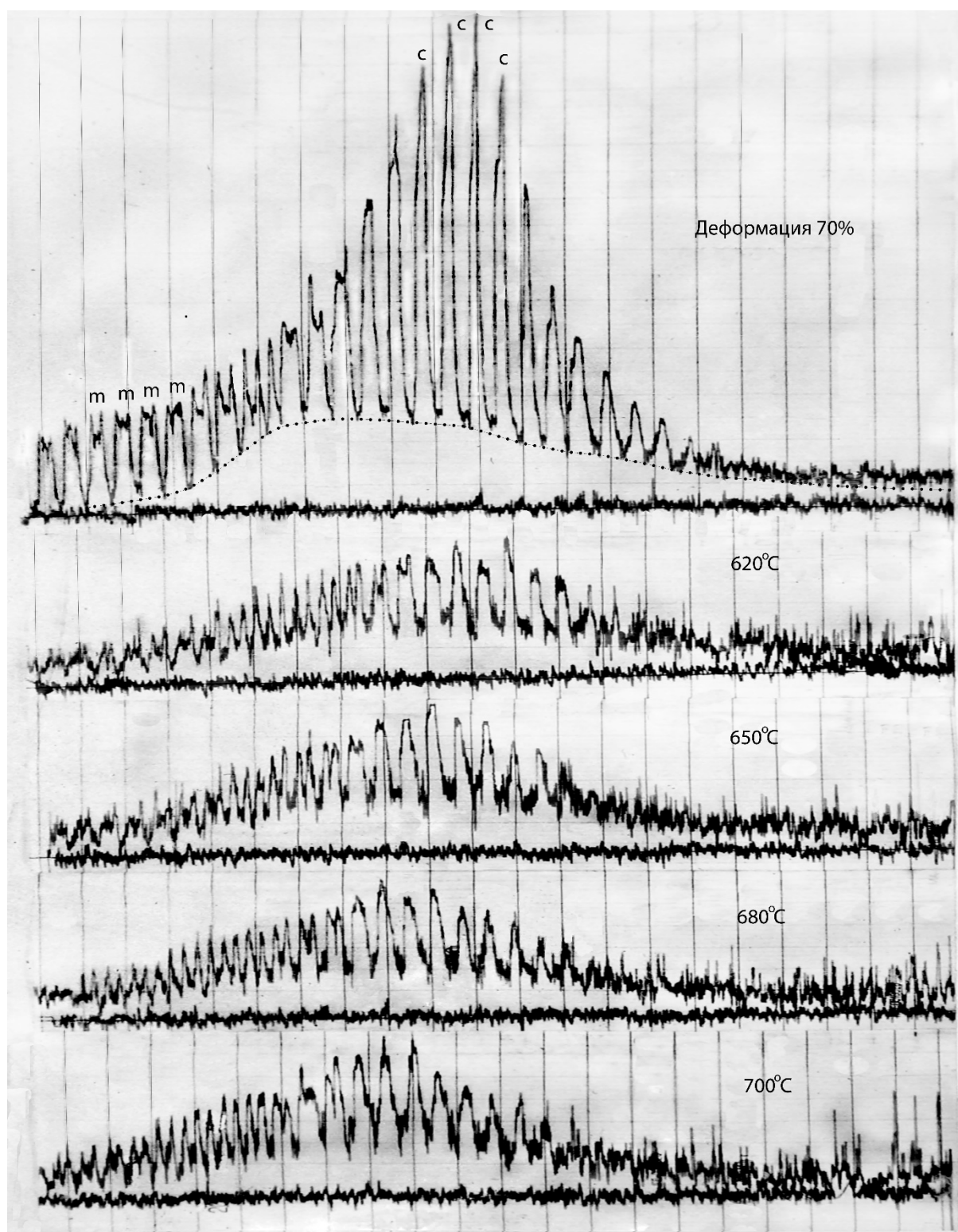
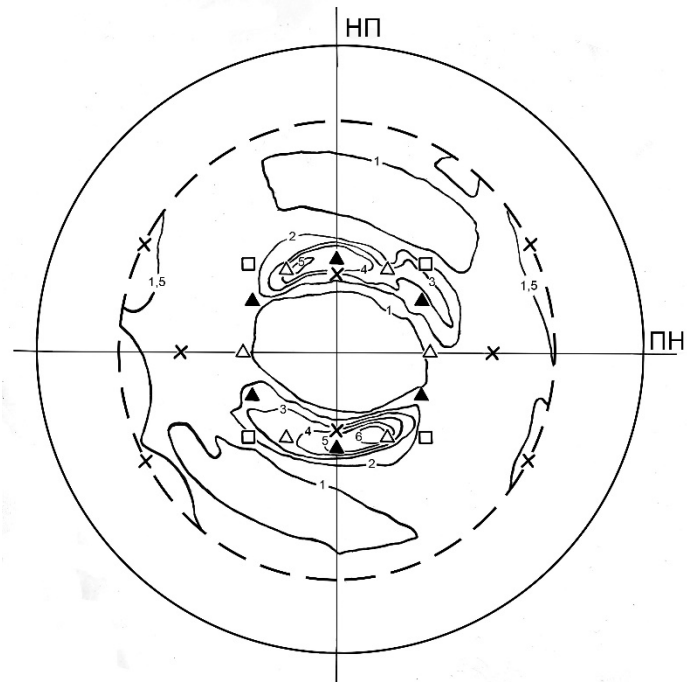
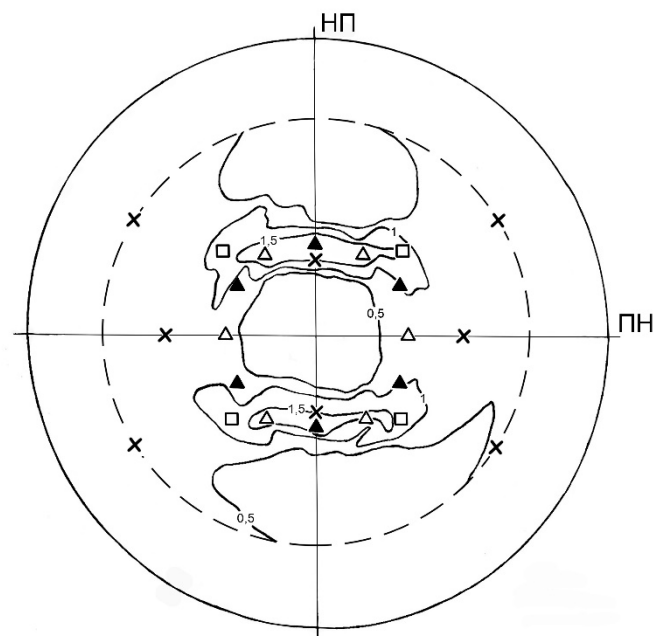


Рисунок 3.2 – Текстурограми зразків сталі 08Ю, деформованих на 70% та після відпалювання 620°, 650° та 700°C протягом 2 годин



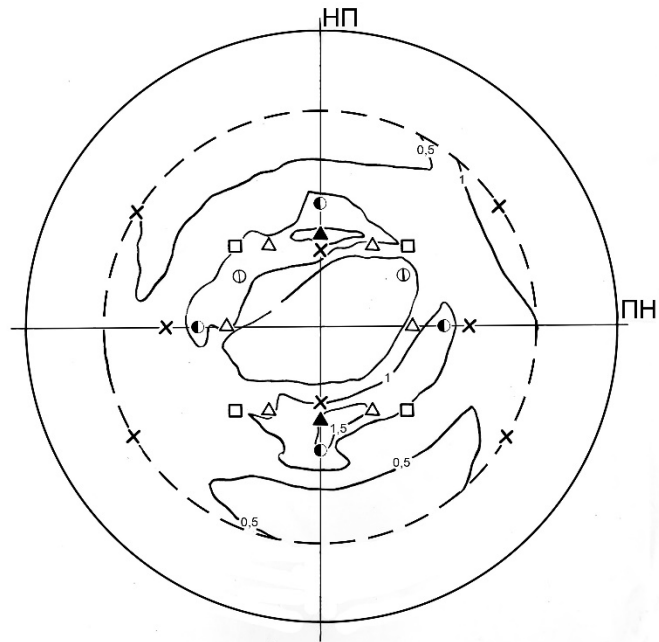
$\Delta - (111) [1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (111) [11\bar{2}]$; $\times - (112) [1\bar{1}0]$; $\square - (001) [110]$

Рисунок 3.3 – Полюсна фігура зразка сталі 08Ю після деформації



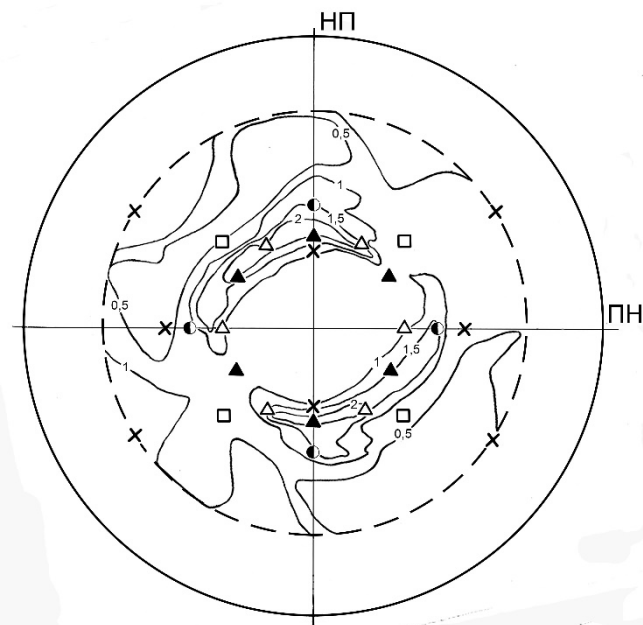
$\Delta - (111) [1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (111) [11\bar{2}]$; $\times - (112) [1\bar{1}0]$; $\square - (001) [110]$

Рисунок 3.4 – Полюсна фігура зразка сталі 08Ю після деформації та відпалювання при температурі 620°C



$\Delta - (111) [1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (111) [11\bar{2}]$; $\times - (112) [1\bar{1}0]$; $\square - (100) [\bar{1}00]$;
 $\bullet - (001) [010]$

Рисунок 3.5 – Полюсна фігура зразка сталі 08Ю після деформації та відпалювання при температурі 650°C



$\Delta - (111) [1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (111) [11\bar{2}]$; $\times - (112) [1\bar{1}0]$; $\square - (100) [\bar{1}00]$;
 $\bullet - (001) [010]$

Рисунок 3.6 – Полюсна фігура зразка сталі 08Ю після деформації та відпалювання при температурі 700°C

Після відпалювання інтенсивність текстурних кривих на рис.3.1 значно зменшується. Аналіз інтенсивності і характер текстурних кривих для зразків після відпалювання показує, що вони мають схожий характер. Піки інтенсивності із буквою *m* найнижчі по рівню інтенсивності при температурах 600° та 620°C. Помітно, що вони зсуваються в бік більших кутів α порівняно із деформованим зразком.

Найбільш сильними компонентами у відпалених зразках є (111) $[1\bar{1}0]$ та (111) $[11\bar{2}]$. Площа, що характеризує аксіальну компоненту, найбільша для температур відпалу 620°C але значно менше порівняно із деформованим станом. Із підвищенням температури зростають блоки в рекристалізованому стані і тому незначна блочна структура за розміром відповідає максимальному зниженню густини дислокацій при температурі 620°C.

Після відпалювання спостерігаємо підсилення компонент (111) $[1\bar{1}0]$ і (111) $[11\bar{2}]$, послаблення (112) $[1\bar{1}0]$ та компоненти (001) $[110]$. Слід відмітити, що в текстурі рекристалізації після відпалення зберігаються переважні компоненти текстури деформації, але їх інтенсивність дещо змінюється порівняно з деформованим станом. Так, компоненти (112) $[1\bar{1}0]$ та (001) $[110]$ значно послаблені (відповідно рівень інтенсивності 1,5 та 1 на полюсній фігурі). Можливо, при цих температурах відпалу швидкість росту центрів рекристалізації має переважний вплив і подавляє кристалографічний ріст ре кристалізованих зерен.

При температурах 650° і 700°C з'являється додаткова компонента (001) $[010]$ із рівнем інтенсивності 1,5. Поява зерен із такою орієнтацією є небажаною. Це можна пояснити наступним. При дуже великих деформаціях змінюється дислокаційна структура матеріалу. «Комірками» із малою об'ємною енергією є субзерна (001) $[110]$. Наклеп фрагментів (110) $[001]$ дуже великий, і вони не можуть бути центрами рекристалізації.

Розростання вказаних «комірок» і приводить до виникнення текстури (001) [110].

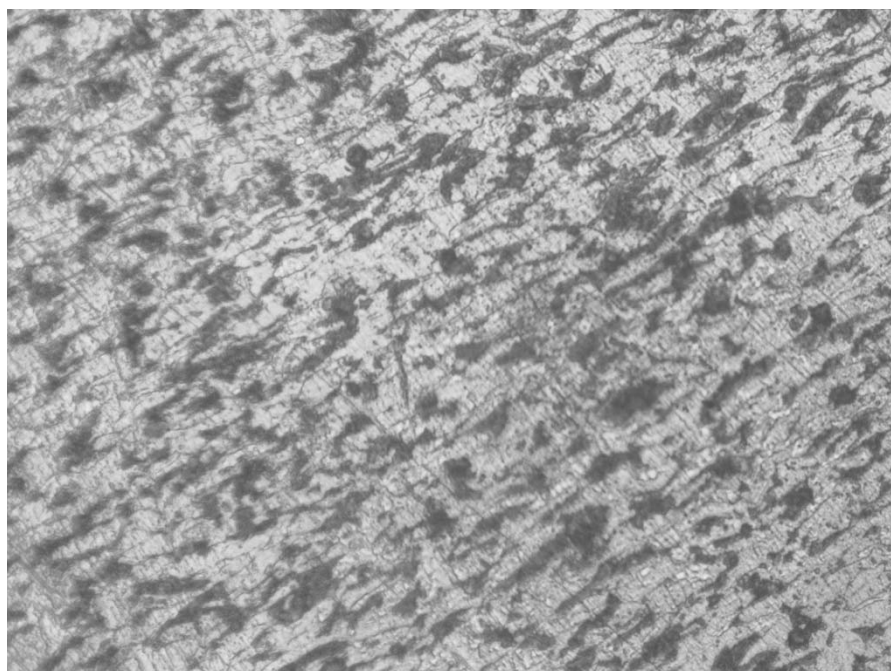
Коефіцієнт пластичної анізотропії (r) – є відношення зміни ширини до зміни товщини зразка при випробуванні на розтяг і є важливим показником властивостей. Відомо, що зменшення r , відповідно, здатності до штампування в маловуглецевих сталях [5,6] пов'язано із зменшенням компонентів текстури (111) $[11\bar{2}]$ + аксіальною компонентою [111]. Тому, слід вважати, що компонента (112) $[1\bar{1}0]$, як і орієнтировка (100) $[\bar{1}10]$ є несприятливими для штампуємості. Для задовільного штампування необхідно, щоб $r > 1...2$ і з його збільшенням пропорційно зростає здатність листового матеріалу до глибокої витяжки, тому що зростає відношення максимального діаметра заготовки до діаметра пуансона.

Отже, оптимальною є деформація з $\epsilon=70\%$, оскільки при більш високих ступенях деформації відбувається руйнування компоненти із площинами (111) $[1\bar{1}0]$, яка є найбільш сприятливою для отримання необхідних властивостей і появою після рекристалізації компоненти. Найкращий комплекс властивостей спостерігаємо при температурі відпалу 620°C . Сприятлива текстура для штампування виробів коли в площині листа буде найменша анізотропія властивостей. Саме тому наявність площин (111) із симетричними напрямками $\langle 112 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, а також значна частка аксіальної текстури $\langle 111 \rangle$, одержаної в дослідженні, будуть створювати умови для гарних показників штампуємості.

3.3 Вибір режиму термічної обробки для одержання найбільш сприятливої текстури

Структура холоднокатаного металу

Після холодної прокатки структура і властивості металу змінюються: тимчасовий опір розриву і твердість збільшуються, в той час як зменшується границя плинності. Як видно з рисунка 3.7 структура металу набуває текстуру деформації. Така структура характеризується анізотропією властивостей, високими характеристиками міцності і низькими характеристиками пластичності [13].



×500

Рисунок 3.7 – Структура холоднокатаної сталі 08Ю

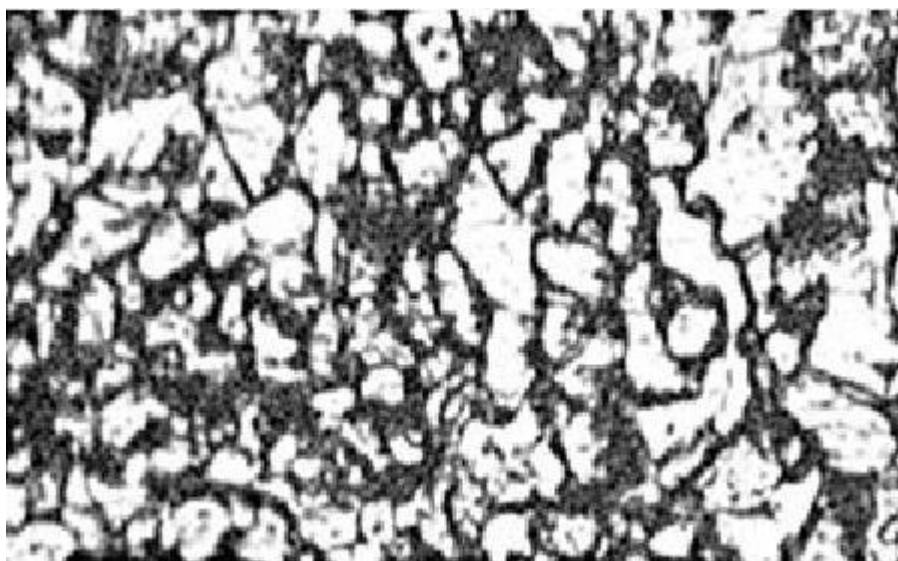
Для відновлення властивостей металу застосовували рекристалізаційний відпал в одностопній ковпаковій печі періодичної дії за температурним режимом, зазначеним в таблиці 3.1, при цьому була отримана повністю рекристалізована структура металу, показана на рисунку 3.7.

Таблиця 3.1 – Температурно-часові режими відпалу прокату з різним ступенем витяжки

Здатність до витяжки *	Температурні параметри відпалу, °C			Регульоване охолодження, год		Витримка під ковпаком, год
	ковпака	стенду	Центру рулону	До 640°C	Від 640 до 600 °C	
ВОСВ	790	700	690	4	3	5
ОСВГ	780	690	680	4	3	5
СВ	780	670	660	3	3	5
ВГ, Г	770	660	650	2	3	5

*Здатність до витяжки у відповідності до ГОСТ 9045-93

Наведена структура, показана на рисунку 3.8, яка отримана в результаті відпалу в ковпакових печах. Режим відпалу показано на рисунку 3.9.



×500

Рисунок 3.8 – Мікроструктура холоднокатаних зразків, відпалених в ковпаковій печі

Крім нагріву, витримки і охолодження, на графіку (рис. 3.9) присутня, так звана, операція перестарювання. Сутність перестарювання полягає в тому, що метал при регульованому охолодженні, швидко

оохолджується від температури 500 до 300 ° С, після чого знову нагрівається, але вже до 450 ° С, після чого оохолджується за звичайним режимом.

При швидкому оохолдженні зі сталі виділяються нітриди і карбіди, що не сприятливо впливають на властивості сталі. Подальший нагрів і оохолдження зменшує розміри надлишкових фаз, що знижує їх шкідливий вплив [14, 15].

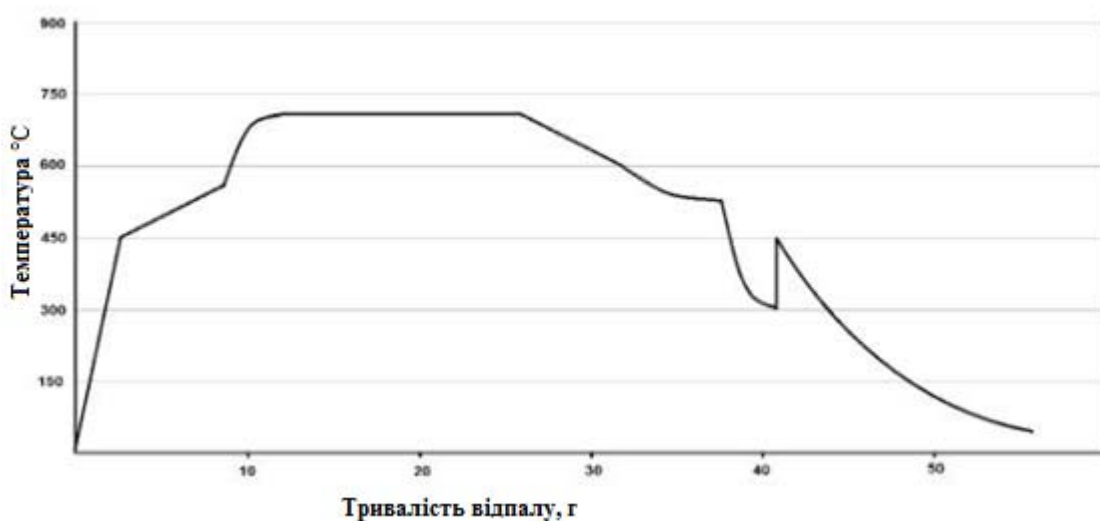


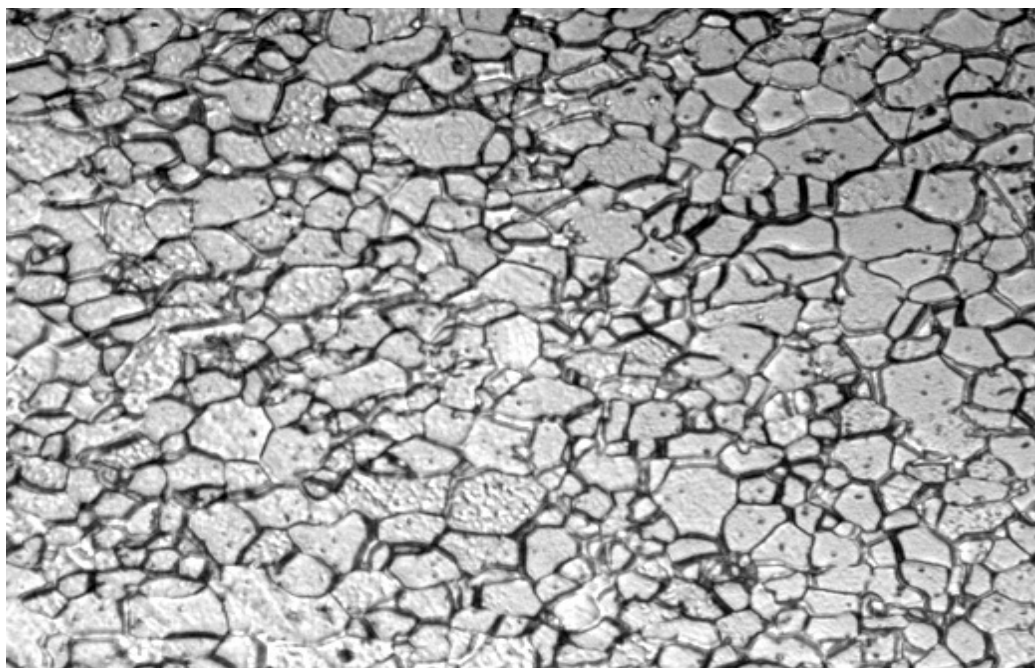
Рисунок 3.9 – Режим відпалу сталі 08Ю в ковпаківій печі

Також відпал рекристалізації проводять в агрегаті безперервного відпалу (АБВ) за температурним режимом, зазначеним в таблиці 3.2. При цьому була отримана повністю рекристалізована структура, з балом зерна 5 - 7, яка показана на рисунку 3.10. Режим відпалу показаний на рисунку 3.11.

В даному режимі відпалу присутній також процес перестарювання, що проходить при $370 \pm 20^{\circ}\text{C}$. Це пов'язане з тим, що якщо температура перестарювання перевищує 500°C , розчинність вуглецю при цьому досить висока і ефект перестарювання виходить незначним. У той же час при температурах нижче 350°C швидкість дифузії вуглецю виявляється низькою і потрібно багато часу для витримки.

Таблиця 3.2 – Режим термообробки сталі 08Ю в АБВ

Товщина полоси	Температура полоси по секціям АБВ, °C					Ступінь дреси- рування, %
	секція нагріву	секція витримки	секція газового охолодження	секція повторного нагріву	секція переста- рювання	
0,7 – 1,3	700 ± 30	695 ± 15	125 ± 25	330 ± 20	370 ± 20	0,2 – 0,4
1,4 – 2,0	700 ± 30	695 ± 15	125 ± 25	320 ± 20	360 ± 20	0,4 – 0,6



×500

Рисунок 3.10 – Мікроструктура холоднокатаних відпалених зразків в АБВ

Витримка при температурі 350-450 °C протягом перших 60 секунд викликає помітне зниження твердості; подальше збільшення часу перестарювання не приводить до істотної зміни зазначеної характеристики. При оптимальних температурах і часу перестарювання карбіди виділяються в високодисперсній формі, в результаті чого спостерігається збіднення фериту вуглецем і, як наслідок, підвищення пластичності.

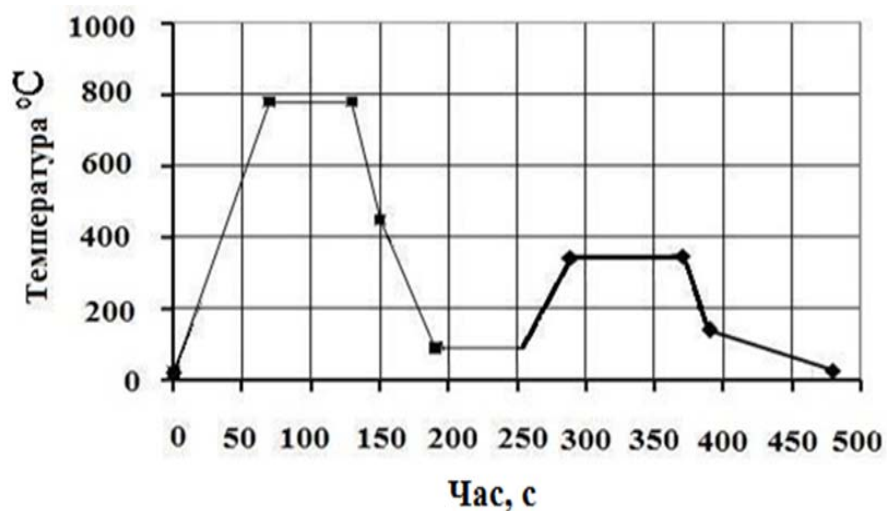


Рисунок 3.11 – Режим відпалу сталі 08Ю в АБВ

В ході технологічного процесу властивості сталі змінюються, як показано в таблиці 3.3 [13,14].

Таблиця 3.3 – Зміна властивостей сталі в ході технологічного процесу

	Тимчасовий опір розриву σ_b , Н/мм ²	Границя плинності σ_T , Н/мм ²	Відносне видовження δ , %	Відносне звуження Ψ , %
Горячекатаний метал	290	175	35	60
Холоднодеформований метал	666,4	530	1,5	2,6
Метал відпалений в ковпаковій печі	250 – 390	195 – 205	26 – 34	53 – 61
Метал відпалений в АБВ*	240 – 385	192 – 203	29 – 36	56 - 64

Примітка: знаком «*» відмічені характеристики, які варіюють в залежності від здатності до витяжки

Висновки

1. В процесі виробництва холоднокатаної сталі виникає необхідність в світлому рекристалізаційному відпалі листового прокату. Найбільш поширеним способом термічної обробки такого прокату, є відпал в ковпакових печах. Позитивними якостями даного обладнання є надійність, невибагливість до температурних режимів і контрольованих атмосфер. До недоліків слід віднести нерівномірність прогріву садки, зварювання витків, тривалість обробки, яка сягає 50 годин, застосування для їх обслуговування мостових кранів великої вантажопідйомності.

2. Іншим, не менш поширеним, інструментом відпалу є агрегат безперервного відпалу. До переваг агрегатів безперервного відпалу (АБВ) можна віднести зменшення тривалості циклу відпалу, високу продуктивність, рівномірність прогріву, виключення багатьох допоміжних і транспортних операцій, відносно низьку собівартість процесу. До недоліків АБВ можна віднести їх габарити, що досить сильно подовжують будівлю цеху, обмеження по товщині смуги, яку відпалюють.

3. З огляду на вищевикладене, слід зазначити, що агрегат безперервного відпалу, позбавлений безлічі недоліків ковпакових печей. АБВ є більш прогресивним і продуктивним інструментом для проведення рекристалізаційного відпалу холоднокатаного листового металу. Метал після термообробки в АБВ має кращі механічні властивості, що безумовно позначиться на якості кінцевого продукту. Однак безперервний відпал вимагає більш ретельної підготовки технології та її контролю.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи із охорони праці при дослідженні текстури прокатки та рекристалізаційного відпалу сталі 08Ю.

4.1 Аналіз потенційних небезпек:

а) небезпеки, які пов'язані з порушенням вимог ергономіки стосовно організації робочих місць дослідників в приміщенні дослідницької лабораторії;

б) можливість ураження електричним струмом, внаслідок порушення правил з електричної безпеки, що може привести до електричних травм, або летального наслідку;

в) небезпеки, які пов'язані з процесом термообробки, зокрема термічні опіки внаслідок відсутності або не використання індивідуальних засобів захисту;

г) небезпеки, які пов'язані із дослідженням мікроструктури на електронному мікроскопі «Tesla BS 540», зокрема негативний вплив іонізуючих випромінювань, що може привести до розвитку тяжких захворювань.

д) небезпеки які пов'язані із дослідженням структури на оптичному мікроскопі МИМ-8, зокрема пошкодження органів зору внаслідок хибного вибору світлофільтрів;

е) негативний вплив іонізуючого випромінювання при визначенні фазового складу вихідних порошків методом рентгеноструктурного мікроаналізу на дифрактометрі ДРОН-1.

є) небезпеки які пов'язані із обробкою результатів досліджень із використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі;

ж) незадовільні параметри повітряного середовища в приміщенні дослідницької лабораторії, внаслідок неефективної роботи систем опалення та повітря обміну;

- з) незадовільне освітлення робочих зон, дослідницької лабораторії;
- к) можливість загоряння внаслідок порушень правил пожежної безпеки, що може привести до пожежі;
- л) небезпеки які пов'язані із умовами праці у надзвичайних ситуаціях;

4.2 Заходи щодо забезпечення безпеки :

а) Згідно ГОСТ 12.2.032-78. «СС. Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования» конструкція робочого місця повинна забезпечувати оптимальне положення співробітника, що досягається за рахунок регулювання висоти сидіння та підставки для ніг. Підставка для ніг повинна регулюватися по висоті. Ширина повинна бути не менше 300 мм, довжина - не менш 400 мм. Поверхня підставки повинна бути рифленою. По передньому краю слід передбачити борти висотою 10 мм. Важливим фактором є простір під столом, його має бути досить, що можна було зручно згинати та розгинати коліна. Стіл повинен мати криволінійну форму. Крісло повинно забезпечити фізіологічно раціональну робочу позу, при якій порушується циркуляція крові і не було іншого шкідливого впливу. Для цього необхідно, щоб у крісла була пружна спинка анатомічної форми, яка зменшить навантаження на хребет. Також крісло обов'язково повинно бути з підколінниками і мати можливість повороту, зміни висоти і кута нахилу сидіння й спинки. Монітор повинен розташовуватися на робочому столі прямо, і віддаленням від очей мінімум на 50-60 см. Верхня границя екрану повинна бути на рівні очей або не нижче 15 см від рівня очей. Клавіатура повинна розташовуватися в 10-15 см (в залежності від довжини ліктя) від краю стола. Глибина стола повинна дозволяти повністю положити лікті на стіл, відсунути клавіатуру до монітора.

б) З метою забезпечення електробезпеки, необхідним є знання основних заходів, для попередження уражень електричним струмом.

Організаційні заходи - до виконання робіт допускаються особи не

молодше 18 років, які пройшли навчання, та перевірку знань з електробезпеки. Основним нормативним актом є ПУЄ-2015 (правила устрою електроустановок споживачів). Ремонт обладнання повинен здійснювати тільки спеціальний підготовлений персонал. Для кожного електроспоживного обладнання повинні бути складені експлуатаційні схеми нормальної і аварійної роботи.

Технічні заходи - розташування струмоведучих частин на недоступній висоті (до 1000 В), не менше 3,5 м (більше 1000 В - 6 м). Всі не ізольовані струмопровідні лінії повинні бути надійно огороженні суцільними огорожами. Відкриття яких можливий тільки за допомогою спеціальних пристроїв. Опір ізоляції електричних дротів повинен бути не менше 0,5 Ом. Обов'язковим є захисне заземлення або занурення. Обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту, зокрема гумовий діелектричний килимок, опір якого слід періодично перевіряти. Обов'язковим є встановлення автоматичних блокуючих пристроїв, які запобігають небезпечним діям людини. Блокуючі пристрої розподіляють на механічні, електричні, та електромеханічні.

в) Для виключення термічних опіків у відповідності до вимог «Положення про порядок забезпечення працівників спеціальним одягом, спеціальним взуттям та іншими засобами індивідуального захисту», яке затверджене наказом Держгірпромнагляду 24.03.2008 № 53 та зареєстровано в Міністерстві юстиції України 21 травня 2008 р. за № 446/15137 лаборант металографічної лабораторії при роботі з лабораторними муфельними печами повинен мати: халат бавовняний, берет бавовняний, фартух брезентовий з нагрудником з вогнезахисним просоченням, туфлі шкіряні на гумовій підшві, рукавиці брезентові із вогнезахисним просоченням, окуляри захисні закриті.

г) При дослідженні на електронному мікроскопі «Tesla BS 540» можливі такі небезпеки:

- відключення електроживлення;

- відключення води;
- прорив повітря в вакуумну систему.

У таких ситуаціях першочерговим завданням вважається охолодження печі дифузійного насоса і, по можливості, збереження вакууму в системі. У всіх випадках слід спочатку відключити високу напругу, піч диф. насоса і вимкнути головний автомат на стінці. При відмові водопостачання намагатися обмотати мокрими ганчірками піч диф. насоса і включити вентилятор для обдування. Гарячі мокрі ганчірки слід міняти, доки вакуум в системі не почне падати. Після охолодження приступити до усунення несправності.

При прориві повітря в колону мікроскопа, як правило, спрацьовує автоматика, відсікаючи дифузійний насос від решти об'єму, і вимикається напруга катода і висока напруга. Треба тільки простежити, щоб форвакуумний насос не працював «на повітря», а переключити його на закритий об'єм, наприклад на відкачку боксу з фотопластинками.

В цьому випадку найнебезпечнішим для мікроскопа є те, що може з'явитися тріщина в керамічному ізоляторі високовольтного введення. Тому найкраще буде якомога швидше усунути протікання. Електронний мікроскоп «Tesla BS 540», має потужне джерело іонізуючих випромінювань, що, як наслідок, негативно впливає на організм людини при зовнішньому опроміненні. Зовнішнє опромінення – це дія на організм іонізуючих випромінювань від зовнішніх відносно нього джерел випромінювання. Під дією іонізуючих випромінювань в організмі людини відбувається іонізація молекул і атомів тканини, порушується хімічна структура сполук, утворюються сполуки, не властиві живій клітині, що в свою чергу призводить до її відмирання. Зміни фізичних і біологічних процесів в організмі залежно від дози опромінювання.

Для попередження шкідливої дії іонізуючих випромінювань необхідно усувати всяку можливість опромінювання організму дозами, які перевищують гранично допустимі. Ступінь ураження радіоактивними

речовинами організму людини залежить від ряду чинників: виду випромінювання (альфа-, бета-, гамма-промені і т. ін.); кількості ізотопу (активності); його властивостей (енергії частинок в період піврозпаду та ін.); шляхів попадання в організм людини та його індивідуальної чутливості.

Для захисту від зовнішнього опромінювання, яке має місце при роботі із закритими джерелами випромінювання, основні зусилля необхідно направити на попередження переопромінення персоналу шляхом:

- збільшення відстані між джерелом випромінювання і людиною (захист відстанню);
- скорочення тривалості роботи в зоні випромінювання (захист часом);
- екранування джерела випромінювання (захист екранами).

д) При дослідженні структури на горизонтальному металографічному мікроскопі МИМ-8, який призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, а також в темному полі і в поляризованому світлі. Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярної і біноккулярної насадками. Власне збільшення біноклярної насадки - 2,5 х.

Набір ахроматичних і апохроматичних об'єктивів і окулярів забезпечує збільшення мікроскопа при візуальному спостереженні - від 100х до 1350х. Предметний столик мікроскопа забезпечений механізмами для координатного переміщення об'єкта. Освітлення здійснюється від електролампи розжарювання потужністю 170Вт, 17В, живиться від освітлювальної мережі 220В через понижуючий трансформатор, забезпечений секційним перемикачем для регулювання яскравості напруження лампи. Сам мікроскоп і все його частини встановлені на станині, що представляє собою оптичну лаву довжиною 1,8 м. Станина

встановлюється на чотири демпфера, призначених для запобігання мікроскопа від вібрації, демпфери вмонтовані в стіл, який має з боків дві тумби з висувними ящиками для зберігання приладдя.

Правильне використання мікроскопа виходить тільки за умови раціональної комбінації об'єтивів, окулярів. При вживанні їх треба пам'ятати, що збільшення повинно знаходитися в межах від 500 до 1000 апертур. Об'єктиви апохромати в поєднанні з компенсаційними окулярами для візуального спостереження дають збільшення.

Крім правильної комбінації об'єтивів і окулярів, не менш важливе значення має і правильне застосування світлофільтрів. Як правило, при роботі з об'єктивами-ахроматами слід застосовувати світлофільтри, а з апохроматами можна працювати і без них.

Об'єктиви-ахромати мають корекцію тільки для середніх кольорів видимої частини спектра; з цієї причини при білому світлі вони дають зображення з нечіткими контурами, пофарбованими головним чином по краю поля зору. Щоб погасити всі кольори, в яких об'єкт не має корекції, застосовують жовто-зелений світлофільтр. З огляду на те, що об'єктиви-апохромати мають корекцію майже для всіх кольорів видимої частини спектра, жовто-зелені світлофільтри для них зайві.

е) Для безпеки роботи на дифрактометрі ДРОН-1 необхідно закрити місця можливого розсіяння рентгенівських променів захисними свинцевими екранами. При встановленні камер з люмінісцентними екранами для візуального спостереження за юстируванням зразка необхідно користуватися захисним просвинцованим склом. Для забезпечення захисту рук оператора від опромінення при юстировці гоніометра необхідно користуватися подовженими торцевими ключами. При використанні іонізаційного методу реєстрації гоніометр під час роботи має бути закритий ширмою або іншим захисним пристроєм, що забезпечує зменшення інтенсивності розсіяного випромінювання до припустимих величин. При випадковому попаданні в сферу дії іонізуючого

випромінювання необхідно негайно відключити аварійну установку від електромережі та повідомити про це відповідального за радіаційну безпеку в університеті та керівника.

є) При використанні комп'ютерної техніки, персонал, що працює на комп'ютері, зобов'язаний дотримуватися вимог інструкції, розробленої на підставі Санітарних норм і правил СанПіН 2.2.2.542-96 «Гігієнічні вимоги для відео дисплейних терміналах, персональними електророзрахунковими машинами і організації робіт», а також нести особисту відповідальність за дотримання вимог безпеки своєї праці і за створення небезпечного чи шкідливого виробничого фактору для інших працюючих і поломку комп'ютера.

При роботі з комп'ютером шкідливими і небезпечними чинниками є :

- електростатичні поля;
- електромагнітне випромінювання;
- локальне стомлення, загальна втома;

Режими праці та відпочинку при роботі з комп'ютером повинні організовуватися в залежності від виду та категорії трудової діяльності.

Види трудової діяльності поділяються на 3 групи:

Група А - робота із зчитуванням інформації з екрану комп'ютера з попереднім запитом;

Група Б - робота з введенням інформації;

Група В - творча робота в режимі діалогу;

За основну роботу з комп'ютером слід приймати таку, яка займає не менше 50 % роботи протягом часу роботи комп'ютера.

Для видів трудової діяльності встановлюється 3 категорії тяжкості і напруженості роботи з комп'ютером, які визначаються:

- для групи А - по сумарному числу опрацьованих знаків за час роботи з комп'ютером, але не більше 60 000 знаків;

- для групи Б - по сумарному числу зчитуються або вводяться знаків за час роботи з комп'ютером, але не більше 40 000 знаків;
- для групи В - по сумарному часу безпосередньої роботи з комп'ютером, але не більше 6 годин за час роботи з комп'ютером;

Для забезпечення оптимальної працездатності і збереження здоров'я протягом часу роботи необхідно переконатися, що монітори комп'ютера мають антиблікове покриття (окрім групи А) з коефіцієнтом відбиття не більше 0,5. Покриття повинне також забезпечувати зняття електростатичного заряду з поверхні екрана, іскріння і накопичення пилу. Корпус монітора повинен забезпечувати захист від іонізуючих та неіонізуючих випромінювань. Необхідно перевірити робоче положення комп'ютера від стань між стіною з віконними прорізами і столом має бути не менше 0,8 м. При невеликій кількості робочих місць бажано розташувати столи біля протилежної стіни щодо віконних прорізів. Відстань між робочими столами повинно бути не менше 1,2м. Не допускається знаходження другого робочого місця з боку задньої стінки комп'ютера. Оптимальними параметрами температури в кабінеті є 19-21°C, допустимі 18-22°C, відносна вологість повітря 62-55%.

Тривалість безперервної роботи з комп'ютером без регламентованої перерви не повинна перевищувати 2 години. Під час регламентованої перерви з метою зниження нервово-емоційного напруження, стомлення зорового аналізатора, усунення впливу гіподинамії, запобігання розвитку втоми доцільно виконувати комплекси вправ. Рівень шуму в приміщенні під час роботи комп'ютерів не повинен перевищувати 50 дБ. Конструкція відео монітора повинна передбачати заходи, що забезпечують хорошу розбірливість зображення, незалежну від зовнішнього освітлення.

4.3 Заходи щодо виробничої санітарії та гігієни праці:

ж) Для нормалізації параметрів повітряного середовища в виробничих

приміщеннях передбачається використовувати технічні засоби по

забезпеченню нормованих параметрів. До них відноситься водяне або парове опалення, природна вентиляція. У адміністративних приміщеннях, як правило, використовуються кондиціонери та спліт системи. Нормованими параметрами повітряного середовища згідно СНіП2.04.05-91 є: температура 20-22°C, вологість 60-80%, швидкість 0,1-0,3м/с.

Розрахунок надходження теплоти у приміщення, та визначення кондиціонера.

Визначаємо надходження теплоти в приміщення о 18 год. Орієнтування будівлі на ПівдЗ. Площа приміщення складає 35 м², висота 4 м. Розміри вікна 2х1,2м², площа тіні 0,33м², подвійне скління. Вікна без сонцезахисних пристроїв. Атмосфера району – незабруднена. Кількість робочих місць 6: 4 жінки та 2 чоловіки. Освітлення здійснюється за допомогою люмінесцентних ламп, загальна потужність яких в приміщенні складає 1,75кВт. Температура в приміщенні складає 38°C.

За таблицею 4.1 визначаємо значення прямої ($q_{в\cdot п\cdot}$) та розсіяної ($q_{в\cdot р\cdot}$) сонячної радіації о 18 годині:

$$q_{в\cdot п\cdot} = 344 \text{ ккал/}(\text{год}\cdot\text{м}^2)$$

$$q_{в\cdot р\cdot} = 95 \text{ ккал/}(\text{год}\cdot\text{м}^2)$$

Таблиця 4.1 – Максимальні значення кількості теплоти прямої ($q_{в\cdot п\cdot}$) та розсіяної ($q_{в\cdot р\cdot}$) сонячної радіації

Показник	Кількість теплоти при заповненні світлових прорізів в залежності від часу доби та орієнтування світлових прорізів, ккал/(год·м ²)							
	До опівдня							
	Пі	ПівнС	Сх	ПівдС	Пів	ПівдЗ	З	ПівнЗ
	Після опівдня							
	Пів	ПівнЗ	З	ПівдЗ	Півд	Півд	Сх	Півн
$q_{в\cdot п\cdot}$	80	426	423	344	257	96	-	-
$q_{в\cdot р\cdot}$	64	93	112	95	75	66	56	54

Кількість теплоти, що знаходиться до приміщення через подвійне

скління для розрахункової години розраховуємо:

$$Q_{\text{с.пр.}} = (q_0 F_n + q_i F_p) K_{\text{відн}} \text{ ккал/год} \quad (4.1)$$

де q_0 та q_i – кількість теплоти, яка надходить до приміщення через світлові прорізи, які опромінюються та не опромінюються прямою сонячною радіацією;

F_n та F_p – площа заповнення світлового прорізу, яка опромінюється прямою та розсіяною сонячною радіацією відповідно, м^2 ;

$K_{\text{відн}}$ – коефіцієнт відносного проникнення сонячною радіації через заповнення світлового прорізу.

Таблиця 4.2 – Коефіцієнт K_1 , який враховує затінення скління світлових прорізів перепльотами та забруднення атмосфери

Скління	Значення коефіцієнту для світлових прорізів K_1 та атмосфери		
	Незабрудненої (незалежно від опромінення)	Забруднений в промислових районах	
		Які опромінюються сонцем в розрахункову	Які в розрахункову годину перебувають в тіні
Одинарне без перепльотів	1	0,75	1,75
Подвійне без перепльотів	0,9	0,68	1,58

Таблиця 4.3 – Коефіцієнт K_2 , який враховує забруднення скла

Забруднення скла	Значення коефіцієнту
Значне	0,85
Помірне	0,9
Незначне	0,95
Чисте скло	1

$$q_0 = (q_{\text{в.н.}} + q_{\text{в.р.}}) K_1 K_2 \text{ ккал/(год} \cdot \text{м}^2) \quad (4.2)$$

Площа віконного прорізу, яка опромінюється сонячною радіацією складає:

$$F_{np} = F_{o.c.} - F_p \cdot (m^2) \quad (4.3)$$

Загальна кількість теплоти, яка надходить до приміщень через віконний проріз, визначається формулою:

$$Q_{c.np.} = (q_0 F_n + q_1 F_p) K_{вдн} \text{ ккал/год} \cdot m^2 \quad (4.4)$$

$K_{вдн}$ – коефіцієнт відносного проникнення сонячної радіації через заповнення світлового прорізу. При одинарному склінні $K_{вдн} = 0,9 \dots 1,0$; при подвійному $K_{вдн} = 0,8 \dots 0,9$.

Виділення теплоти від штучного освітлення розраховують за формулою:

$$Q_{осв} = 860 \cdot n \cdot N_{осв} \text{ ккал/год} \quad (4.5)$$

де n – коефіцієнт переходу електричної енергії в теплову; для люмінесцентних ламп $n = 0,5$;

$N_{осв}$ – сумарна потужність джерел освітлення, кВт.

При розрахунках слід пам'ятати правила переведення енергетичних одиниць:

$$1 \text{ кВт} = 860 \text{ ккал/год};$$

$$1 \text{ ккал/год} = 1,163 \text{ Вт};$$

$$1 \text{ Вт} = \text{Дж/с};$$

Розрахунок виділеної теплоти людьми, відповідно до п. 4.4, за умовою, що в приміщенні знаходяться 2 чоловіки, та 4 жінки, температура в приміщенні 38°C .

Таблиця 4.4 – Кількість теплоти, яка виділяється дорослими людьми (чоловіками)

Кількість теплоти, ккал/год, яка виділяється однією людиною при температурі повітря в приміщенні, $^\circ\text{C}$					
10	15	20	25	30	35
130	105	85	55	35	5

$$Q_{л} = 5 \cdot 2 + 5 \cdot 4 \cdot 0,85 = 27 \text{ ккал/год} \quad (4.6)$$

Загальна кількість теплоти в розрахункову годину в липні, яку

необхідно відвести за допомогою кондиціонування, визначається сумою теплоти джерел $Q_{\text{заг}}$ тепло надходжень:

$$Q_{\text{заг}} = Q_{\text{с.пр.}} + Q_{\text{осв}} + Q_{\text{л}} = 642,4 + 752,5 + 27 = 1421 \text{ ккал/год.} \quad (4.7)$$

Оскільки площа приміщення складає 35 м^2 , то найбільш доцільним є використання кондиціонера типу COOPER&HUNTER CH-S12LHA з холодопродуктивністю 3100 ккал/год. Тоді, за формулою (5.8) знаходимо час, який необхідний для охолодження приміщення за допомогою цього кондиціонера:

$$T = \frac{C \cdot \rho \cdot V \cdot (t_{\text{вид}} - t_{\text{норм}})}{3600 \cdot 1,163 \cdot Q_{\text{конд}}} = \frac{1000 \cdot 1,2 \cdot 140 \cdot (27 - 22)}{3600 \cdot 1,163 \cdot 3100} = 0,647 \text{ год.} \quad (4.8)$$

де C – масова теплоємність припливного повітря (складає 1000 Дж/кгС);

ρ — густина припливного повітря (складає $1,2 \text{ кг/м}^3$);

V – об'єм приміщення, м^3 ;

$t_{\text{вид}}$ – температура повітря, що складається з приміщення, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{норм}}$ – нормована (оптимальна) температура в приміщенні, яку необхідно досягти шляхом кондиціонування (прийняти рівною 22°C).

з) 3 метою організації нормованого освітлення виробничого приміщення доцільним є використовувати систему загального штучного освітлення, що поєднане із природним освітленням.

Нормоване освітлення складає 300 люкс згідно ДБН В 2.5-28-2006.

До складу системи входять люмінесцентні лампи моделі ЛД 40-60, встановлені у світильники типу ЛПП.

4.4 Заходи з пожежної безпеки :

к) Для попередження пожеж передбачається використовувати первинні засоби пожежогасіння. До них відносяться: вогнегасники, пожежний інвентар (покривала з негорючого полотна, ящика з піском, бочки з водою, пожежні відра, совкові лопати, ломы, сокири тощо), системи автоматичного пожежогасіння.

Первинні засоби пожежогасіння, в залежності від категорії

приміщень, можуть розташовуватись як окремо, так і в складі пожежних щитів.

Також необхідно періодично проводити протипожежні інструктажі, навчання та тренування персоналу.

Визначення категорії приміщення в конструкторському бюро

За вибухо-пожежною небезпекою приміщення й будівлі поділяють на п'ять категорій: А,Б,В,Г,Д.

Встановлення категорії приміщення виконується шляхом послідовної перевірки належності приміщення до категорій від найвищої (А) до на найнижчої (Д) з урахуванням характеру технологічних процесів і пожежо- небезпечних властивостей речовин, що в них застосовується, з метою виявлення можливих обставин і причин виникнення вибухів і пожеж та їх наслідків.

Приймаємо категорію Д, так як ця категорія більш підходить по характеристиці речовин і матеріалів, що зберігаються в приміщенні, а саме знаходяться незаймисті речовини і матеріали в холодному стані, а також кабельні електропроводки до устаткування, окремі предмети меблів на місцях.

Визначення класу пожежі

Залежно від агрегатного стану й особливостей горіння різних горючих речовин й матеріалів пожежі за ДБНВ. 1.1.7-2002 «Пожежна безпека об'єктів будівництва» поділяються на відповідні класи та підкласи:

- клас А – пожежі твердих речовин, переважно органічного походження, горіння яких супроводжується тлінням (деревина, текстиль, папір);
- клас В – пожежі горючих рідин або твердих речовин, які розтоплюються;
- клас С – пожежі газів;
- клас D – пожежі металів та їх сплавів;
- клас Е (додатковий) – пожежі, пов'язані з горінням

електроустановок.

Обираємо клас Е (додатковий) пожежі, пов'язані з горінням електроустановок.

Вибір типу та визначення необхідної кількості первинних засобів пожежогасіння

Визначення видів та кількості первинних засобів пожежогасіння слід проводити з урахуванням фізико-хімічних та пожежо-небезпечних властивостей горючих речовин, їх взаємодії з вогнегасними речовинами, а також розмірів площ виробничих приміщень, відкритих майданчиків та установок.

Необхідну кількість первинних засобів пожежогасіння визначають окремо для кожного поверху та приміщення, а також для майданчиків та установок. Для виробничих приміщень правила розташування та вибору засобів пожежогасіння є такими:

Пожежний інвентар з пожежним інструментом і вогнегасниками розміщується на спеціальних пожежних щитах (стендах). Такі щити (стенди) відповідно до «Правил пожежної безпеки в Україні» встановлюють на території об'єкта з розрахунку один щит (стенд) на площу 5000 м².

Серед первинних засобів пожежогасіння особливе місце займають вогнегасники, які відзначаються високою ефективністю дії. Вибір типу та визначення потрібної кількості вогнегасників здійснюється згідно вогнегасної здатності вогнегасників, граничної площі, класу пожежі горючих речовин та матеріалів у захищуваному приміщенні, або на об'єкті (стандарт ISO 3941-77). Крім перерахованих параметрів береться до уваги також категорія приміщень за вибухо-пожежною та пожежною небезпекою.

Вибір типу вогнегасника (пересувний чи переносний) зумовлений розмірами можливих осередків пожеж; у разі збільшених їх розмірів рекомендується використовувати пересувні вогнегасники.

Відстань від можливого осередку пожежі до місця розташування вогнегасника не має перевищувати: 20 м – для громадських будівель та споруд; 30 м – для приміщень категорій А, Б, В (горючі гази та рідини); 40 м – для приміщень категорій В, Г; 70 м – для приміщень категорії Д.

Для гасіння великих загорянь у приміщеннях категорій А, Б, В застосовують стаціонарні установки водяного, газового, хімічного та повітряно-пінного гасіння.

4.5 Заходи безпеки у надзвичайних ситуаціях:

л) Інженерно-технічні заходи, спрямовані на підвищення стійкості виробничих об'єктів до впливу ударної хвилі.

Ударною хвилею називається область різкого стиску середовища, що поширюється у вигляді сферичного шару від місця вибуху з надзвуковою швидкістю. Ударні хвилі класифікуються в залежності від середовища поширення. Ударна хвиля в повітрі виникає за рахунок передачі стиснення і розширення шарів повітря. Зі збільшенням відстані від місця вибуху хвиля слабшає і перетворюється на звичайну акустичну. Хвиля при проходженні через дану точку простору викликає зміни в тиску, що характеризуються наявністю двох фаз: стиснення та розширення. Період стиснення настає відразу і триває порівняно невеликий час в порівнянні з періодом розширення. Руйнівна дія ударної хвилі характеризують надлишковий тиск у її фронті (передній межі), тиск швидкісного напору, тривалість фази стиснення.

Вражаюче дія ударної хвилі характеризується величиною надлишкового тиску. Надмірний тиск - це різниця між максимальним тиском у фронті ударної хвилі і нормальним атмосферним тиском перед ним. При надлишковому тиску 20-40 кПа незахищені люди можуть одержати легкі поразки (легкі забиті місця і контузії). Вплив ударної хвилі з надлишковим тиском 40-60 кПа призводить до поразок середньої важкості: втраті свідомості, ушкодженню органів слуху, сильним вивихів кінцівок, кровотечі з носа і вух. Важкі травми виникають при

надлишковому тиску понад 60 кПа. Вкрай важкі поразки спостерігаються при надлишковому тиску понад 100 кПа. Ударна хвиля ядерного вибуху може на значній відстані від центра вибуху завдавати поразки людям, руйнувати споруди і ушкоджувати бойову техніку. Ударна хвиля являє собою область сильного стиснення повітря, що розповсюджується з великою швидкістю у всі сторони від центра вибуху.

Швидкість поширення її залежить від тиску повітря у фронті ударної хвилі; поблизу центра вибуху вона в декілька разів перевищує швидкість звуку, але із збільшенням відстані від місця вибуху різко падає. Вражаюча дія ударної хвилі на людей і руйнуючу дію на бойову техніку, інженерні споруди і матеріальні кошти передусім визначаються надмірним тиском і швидкістю рушення повітря в її фронті. Незахищені люди можуть, крім того поранитися осколками скла, що летять з величезною швидкістю і обломками будівель, що руйнуються, падаючими деревами, а також частинами бойової техніки, що розкидаються, камінням і іншими предметами, що приводяться в рушення швидкісним натиском ударної хвилі.

Найбільші непрямі поразки будуть спостерігатися в населених пунктах і в лісі; в цих випадках втрати військ можуть виявитися більшими, ніж від безпосередньої дії ударної хвилі. Ударна хвиля здатна завдавати поразки і в закритих приміщеннях, проникаючи туди через щілини і отвори. Поразки, що наносяться ударною хвилею, поділяються на легкі, середні, важкі і надто важкі. Легкі поразки характеризуються тимчасовим пошкодженням органів слуху, загальною легкою контузією, ударами і вивихами кінцівок. Важкі поразки характеризуються сильною контузією всього організму; при цьому можуть спостерігатися пошкодження головного мозку і органів черевної порожнини, сильна кровотеча з носа і вух, важкі переломи і вивихи кінцівок.

Механічний вплив ударної хвилі оцінюється за ступенем руйнувань, викликаних дією хвилі (виділяються слабке, середнє, сильне і

повне руйнування). Енергетичне, промислове і комунальне обладнання в результаті дії ударної хвилі може отримати пошкодження, також оцінюються за їх тяжкості (слабкі, середні і сильні). Вплив ударної хвилі може призвести також до пошкоджень транспортних засобів, гідровузлів, лісових масивів. Як правило, шкода, яка завдається впливом ударної хвилі, дуже великий, він наноситься як здоров'ю людей, так і різним спорудам, устаткуванню і т.д.

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій

Листовий прокат сталей є найбільш економічним видом металопродукції. Завдяки своїм експлуатаційним і технологічним властивостям, а також за економічними показниками він широко використовується у всіх галузях машинобудування, у виробництві побутової техніки, труб, резервуарів, тари та в будівництві. Особливо велика частка сталевих холоднокатаного листа в автомобілебудуванні, де до 50% від маси автомобіля складають деталі, виготовлені методом холодної штампування. Тому особливості його виробництва і проблеми якості є постійною турботою виробників і споживачів.

В даний час холоднокатана листову сталь з межею плинності до 270 МПа (тип "м'якої" сталі, mild steel) як і раніше знаходить широке застосування для виготовлення деталей кузова автомобіля: крила, панель капота, панель даху багажника, передня і задня панель, панель підлоги, боковина. Частка металу лицьових деталей за масою становить приблизно сьому частину всього кузова автомобіля. Одна з причин цього в тому, що заміна "м'якої" сталі на сталі підвищеної міцності, при виготовленні деталей тієї ж форми, неминуче спричинить за собою необхідність установки нового, більш потужного пресового обладнання [22]. Тому на сьогоднішній день, не дивлячись на зниження частки використання "м'яких" сталей обсяги їх виробництва та використання залишаються досить високими (рисунок 5.1). В першу чергу, це відноситься до якісної недорогої сталі для холодного штампування, а саме до розкисленої алюмінієм низьковуглецевої сталі, у тому числі до сталі марки 08Ю, що поставляється за ГОСТом 9045-93 в Україні, а також до її аналогів, що поставляються за міжнародними стандартами: DC01-DC04 за EN10130-06, CR1-CR4 за ISO 3574:2012, DX51D-DX53D за EN10346-09 та інші. [23, 24].

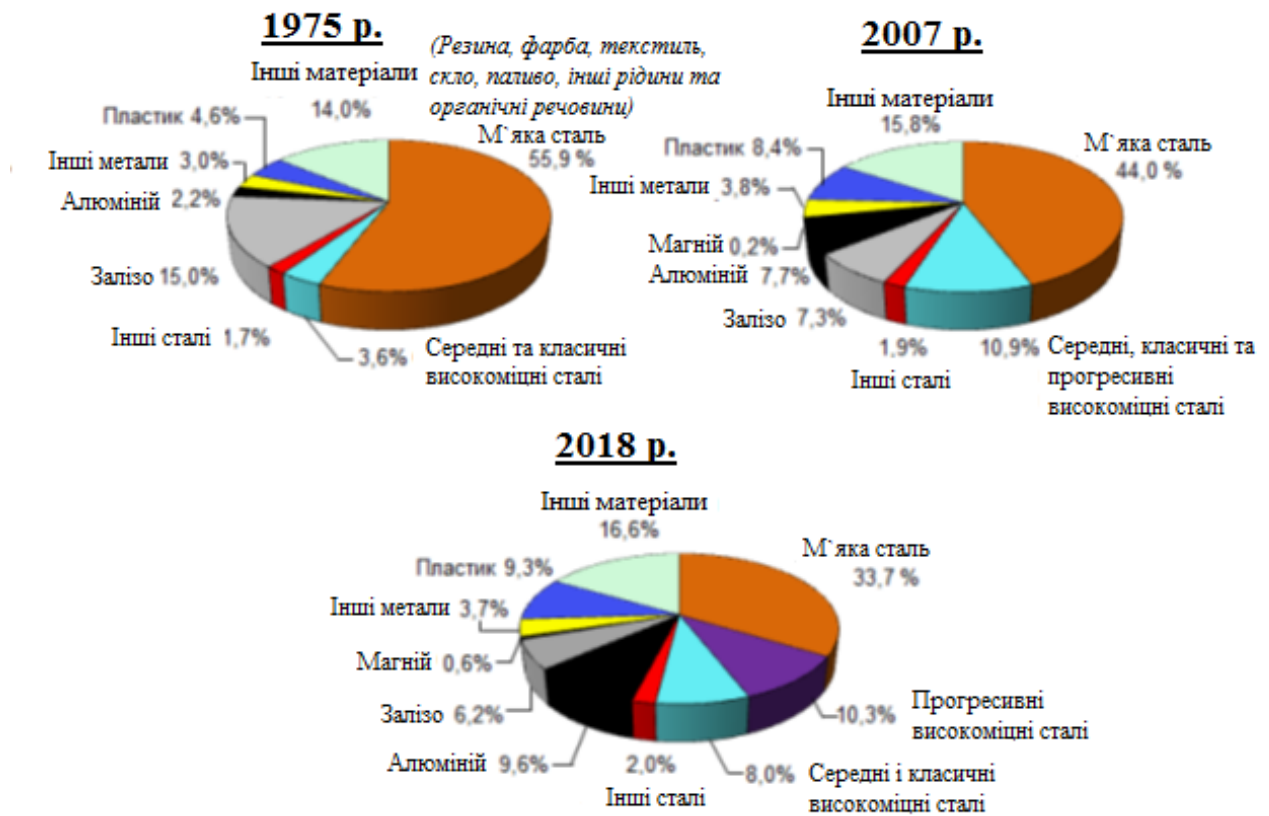


Рисунок 5.1 - Тенденція використання матеріалів у складі автомобіля, (дані General Motors) [25]

В дипломній роботі досліджуються особливості утворення текстури прокатки, її вплив на механічні властивості матеріалу. Проводиться рекристалізація сталі 08Ю, обирається оптимальний режим її термічної обробки з метою запобігання в виробництві невідповідної продукції, що веде до збитків

5.2 Розрахунок кошторису витрат на проведення науково-дослідницької роботи

До складу витрат на виконання науково-дослідницької роботи включається вартість всіх ресурсів, необхідних для реалізації комплексу робіт.

Для визначення витрат на проведення науково-дослідницької роботи складається кошторис витрат (табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Кошторис витрат на виконання науково-дослідницької роботи

№ п/п	Стаття витрат	Умовне позначення	Сума	
			грн.	% по всьому
1	Матеріали, покупні вироби та напівфабрикати (із відрахуванням реалізуємих відходів)	С _М	2069	1,9
2	Спеціальне обладнання для наукової (експериментальної) роботи	С _{ОБ}	1458	1,5
3	Основна та додаткова зарплати виробничого персоналу	З	50 580	47,2
4	Відрахування на соціальне страхування із суми основної та додаткової зарплати	С	11 127	10,4
5	Накладні витрати	Н _В	41 850	39
6	Всього	К _{НДР}	107 085	100

5.2 Розрахунок вартості матеріалів

До цієї статті відносять витрати на придбання основних матеріалів для проведення дослідження, а також для виготовлення макетів та дослідних зразків (табл. 5.2). Дані табл. 5.2 заносяться до табл. 5.1.

Таблиця 5.2 – Розрахунок витрат на матеріали

Матеріал	Марка	Одиниця	Витрати матеріалу	Ціна за одиницю, грн.	Сума витрат, грн.
Сталь	08 Ю	1 кг	1 кг	29	29
Травник	$\text{H}_2\text{O} + \text{HNO}_3$ +HF	1 л	1 л	310	310
Фотопапір	—	1 лист	55 листів	30	1650
Всього					1989
Транспортно-заготівельні витрати (ТЗВ)	4% вартості матеріалів				80
Всього з урахуванням ТЗВ					2069

5.3 Спеціальне обладнання для наукової (експериментальної) роботи

В цій статті враховуються витрати на купівлю, доставку та монтаж лабораторних установок, вимірювальних та регулюючих приладів,

пристроїв, випробувальної апаратури та ін. (табл. 5.3). Дані табл. 5.3 заносяться до табл. 5.1.

Таблиця 5.3 – Витрати на спеціальне обладнання

Обладнання	Лабораторія	Вартість 1 години роботи в лабораторії, грн	Кількість годин роботи в лабораторії	Вартість, грн
Камерна піч СНОЛ- 1,6.2,5.1/11- И4	Металографії	18,5	8	148
Оптичний мікроскоп МІМ - 8	Металографії	5,3	10	530
ДРОН-1	Металофізики	19,50	40	780
Всього				1458

5.4 Розрахунок заробітної плати

Витрати за цією статтею складаються із планового фонду зарплати усіх категорій працівників, які зайняті на проведенні наукових досліджень. Результати розрахунків наведені в табл. 5.4. Дані табл. 5.4 заносяться до табл. 5.1.

Таблиця 5.4 – Розрахунок основної заробітної плати

Посада	Кількість працівників	Місячний оклад, грн.	Кількість місяців роботи	Заробітна плата, грн.	Додаткова заробітна плата, грн.
Зам. начальника ЦЗЛ	1	5 950	1	5 950	1 190
Старший інженер	1	4 750	1	4 750	950
Інженер	2	4 650	1	9 300	1 860
Лаборант	3	3 400	1	10 200	2 400
Технік	1	3 500	1	3 500	700
Начальник ЕВМ	1	4 600	1	4 600	920
Оператор ЕВМ	1	3 550	1	3 550	710
Всього	10			41 850	8 730
Разом	10			50 580	

Додаткова заробітна плата визначається в розмірі 20% від основної зарплати штатних працівників

5.5 Відрахування на соціальне страхування

Ці витрати визначаються в розмірі 22% основної та додаткової зарплати і складають 11 127 грн. Ці дані заносяться до табл. 5.1.

5.6 Накладні витрати

Накладні витрати для науково-дослідницької роботи визначаються в відсотках від основної зарплати виконавців в межах 100-150%. До них відносяться витрати, пов'язані з управлінням, утриманням та

експлуатацією обладнання та будівель. Ці витрати для даної роботи становлять 41 850 грн.

5.7. Розрахунок економічної ефективності використання результатів НДР на виробництві

Нові підходи в проведенні лабораторних досліджень, які полягають у використанні методики дослідження текстури, а саме рентгеноструктурне дослідження за методом Шульца, що дозволяє визначити компоненти текстури прокати та рекристалізації сталі 08Ю, обрати оптимальний режим її термічної обробки в умовах, найбільш наближених до реальних. На підставі аналізу літературних даних і проведених попередніх випробувань по визначенню фізико-механічних властивостей прокату зі сталі 08Ю кількість браку штампуємих деталей зменшується на 3%.

Оцінимо економічний ефект від впровадження лабораторних випробувань, що враховують поведінку прокату при штампуванні автомобільних деталей, на прикладі ПАТ «АвтоКрАЗ». У 2017 р втрати від браку штампованих деталей зі сталі 08Ю по підприємству становили 47 245,37 тис. грн.

Передбачається, що в результаті використання наукових досліджень, втрати від браку знизяться на 3%, а випуск продукції збільшиться на 1%, тоді економія від скорочення втрат від браку визначається за формулою

$$E_{\text{бр}} = V^{\circ}_{\text{бр}} \cdot K_{\text{в}} - V^1_{\text{бр}} \quad (5.1)$$

де $E_{\text{бр}}$ – економія від скорочення браку (некондиції, рекламації та ін.), грн.; $V^{\circ}_{\text{бр}}$, $V^1_{\text{бр}}$ – витрати щодо остаточного браку до і після використання результатів НДР, грн.; $K_{\text{в}}$ – коефіцієнт зростання випуску продукції за рахунок зниження браку, частка одиниці.

$$E_{\text{бр}} = 1417,36 \cdot 1,01 - 1374,84 = 56,6936 \text{ тис.грн}$$

Річний економічний ефект у споживача за рахунок підвищення якості розраховується за формулою

$$E_{\text{річн}} = E_{\text{бр.}} - E_{\text{н}} \cdot K_{\text{НДР}}, \quad (5.2)$$

де $E_{\text{бр.}}$ – економія від скорочення, тис. грн.; $E_{\text{н}}$ – коефіцієнт ефективності витрат на НДР (0,15); $K_{\text{НДР}}$ – витрати на НДР.

$$E_{\text{річн}} = 56,6936 - 0,15 \cdot 107,085 = 40,6306 \text{ тис. грн. на рік}$$

Термін окупності витрат на НДР складе 107,085 тис. грн. на рік / 40,6306 тис. грн. = 2,6 роки.

Результати розрахунку економічної ефективності НДР наводяться в табл. 5.5.

Таблиця 5.5 – Основні економічні показники дипломної роботи з елементами наукового дослідження

Показники	Значення показників	
	за проектом	базовий варіант
Витрати на НДР, тис. грн.	107,085	-
Результати НДР:		
- втрати від браку, тис.грн.	1374,84	1417,36
- зростання обсягу виробництва, %	101	
- економія від зниження витрат від браку, тис.грн.	42,5	
Річний економічний ефект, тис.грн.	40,6306	
Термін окупності витрат на НДР, років	2,6	

Висновок

Отже, застосування результатів даної науково-дослідницької роботи на практиці має економічне обґрунтування. Доцільність впровадження даної розробки підтверджується проведеними вище розрахунками. Очікуваний економічний ефект науково-дослідницької роботи від скорочення втрат від браку становить $E_{\text{бр}} = 56,6936$ тис. грн., при витратах на дослідження ($K_{\text{ндр}}$) 107,085 тис. грн. При цьому річний економічний ефект - 40,6306 тис. грн, Термін окупності науково дослідницької роботи становить 2,6 роки, що не перевищує норми.

ВИСНОВКИ

1. Утворення орієнтаційних текстур в матеріалах є важливим, бо будь яка орієнтировка в структурі приводить до анізотропії властивостей, а це впливає на технологічні параметри.

2. Методи, які використовують відображення дифракційних променів від поверхні, дозволяють отримати повну полюсну фігуру та не потребують внесення поправки на поглинання при кожному встановленні зразка порівняно з методом прохідного пучка. Такі методи є оптимальними для дослідження тонких листових матеріалів.

3. Для придатності до глибокої витяжки сталь повинна мати мікроструктуру, що складається з фериту і невеликої кількості перліту. Щоб уникнути розривів (фестонів) під час штампування в призначених для цього сталях повинно бути обмежено виділення по границях зерен структурно вільного цементиту. Найкраще деформуються сталі з розміром зерен 7-8 балів за ГОСТом 5639-82.

4. В ході виконання дипломної роботи було визначено, що оптимальним режимом обробки є холодна деформація до 70%. Збільшення деформації >70% нераціонально, тому що спостерігалось часткове руйнування компоненти (111) $[1\bar{1}0]$, яка є найбільш сприятливою для властивостей.

5. При проведенні відпалу визначено такі компоненти текстури:
 при відпалі 620°C – (111) $[1\bar{1}0]$; (111) $[11\bar{2}]$; (112) $[1\bar{1}0]$; (001) $[110]$;
 при відпалі 650°C – Δ – (111) $[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle$ – (111) $[11\bar{2}]$; $\times$ – (112) $[1\bar{1}0]$;
 $\square$ – (100) $[\bar{1}00]$; $\bullet$ – (001) $[010]$;
 при відпалі 700°C – Δ – (111) $[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle$ – (111) $[11\bar{2}]$; $\times$ – (112) $[1\bar{1}0]$;
 $\square$ – (100) $[\bar{1}00]$; $\bullet$ – (001) $[010]$.

При збільшенні температури відпалу з'являється додаткова компонента (001) [010] із рівнем інтенсивності 1,5. Поява зерен з такою орієнтацією є небажаною.

6. Оптимальним режимом обробки є холодна деформація до 70%, із наступним відпаленням при температурі 620°C.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Кудрявцев И.П. Текстуры в металлах и сплавах. Москва: Металлургия, 1964. 293с.
2. Вассерман И., Гревен Г. Текстуры металлических материалов/ пер. с нем. В.Я. Агароника, под ред. М.М. Бородкиной. Москва: Металлургия, 1969. 654 с.
3. Calnan E. Deformation textures of face-centred cubic metals. *Acta Metallurgica*, 1954, 2, №6, S. 865-874.
4. Kurdjumov G., Sachs G. Z. Über den Mechanismus der Stahlhärtung. *Phys.*, 1930, 62, S. 592-599.
5. Лайнер Д.И., Крупникова-Перлина Т.И. Физика металлов и металловедение. Москва: Металлургия, 1960. с.542.
6. Лайнер Д.И., Крупникова-Перлина Т.И. Исследование сплавов цветных металлов, Сб.2. Москва: АН СССР, 1960. с.96.
7. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия, 1982. 182 с.
8. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ: практическое руководство, учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия, 1970. 366 с.
9. Рекристаллизация металлических материалов/ под. ред. Ф. Хесснер. Москва: Металлургия, 1982. 352 с.
10. Тейлор А. Рентгеновская металлография /под ред. Пинеса Б.Я. Москва: Металлургия, 1965. 664с.
11. Гольдштейн М. И. Специальные стали. Москва: Металлургия, 1985. 401 с.
12. Гуляев А. П. Материаловедение. Москва: Металлургия, 1986. 538 с.
13. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Москва: Металлургия, 1978. 386 с.
14. ГОСТ 9045-93. Прокат тонколистовой холоднокатаный из

низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки. Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 1993. 10 с. (Межгосударственный стандарт)

15. Способ отжига рулонов в колпаковой печи: пат. 2005120965/02 РФ: С21D9/663С21D1/26С21D1/74. №2293772; заявл. 04.07.2005; опубл. 20.02.2007. Бюл. №5

16. Полецков, П.П., Абдулбаров Р.И., Шерстобитов Д.В. Получение автолиста с регламентируемой микротопографией поверхности в ЛПЦ-5. Совершенствование технологии в ОАО «ММК»: Сб.тр. ЦЛК. Выпуск 12. Магнитогорск, 2008. С.249-252.

17. Русаков А.А. Рентгенография металлов: учебник для вузов. Москва: Атомиздат, 1977. 490 с.

18. Бондаренко А.Л., Ольшанецкий В.Ю. Зв'язок анізотропії з технологічними параметрами виробництва листа з феритних корозійностійких сталей. Металознавство та термічна обробка металів. 1995. №2.с.8

19. Бабицкая А.Н., Бондаренко А.Л., Степанова Л.П. Формирование текстуры рекристаллизации в стали 08Х18Т1. Металлы. 1997. №5 с. 134.

20. Кодекс цивільного захисту України: станом на 02жовтня 2018 р.: (Відповідає офіц. текстові). К.: Алерта, 2018. 120 с.

21. Основы охраны труда: Підручник/ за ред. проф. В.В. Березуцького. Харків: Факт, 2005. 480 с.

22. Бродов А.А., Смирнов Г.И. Перспективы рынка сталей повышенной прочности для автомобилестроения. Сталь. 2005. №3. С. 101-103.

23. Структура и свойства автолистовой стали/ В.Л. Пилюшенко, А.И. Яценко, А.Д. Белянский и др. М.: Металлургия, 1996. 176 с.

24. Гусева, С.С., Гуренко В.О., Зварковский Ю.Д. Непрерывная термическая обработка автолистовой стали. М.: Металлургия, 1979. 224с.

25. Schultz Dick , Abraham Abey. Metallic material trends for North American light vehicles. Great designs in steel seminar. North America. 2009.