

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031>

УДК 620.18:539.26:669.14.018.29:621.778

М. Ю. Амбражей^{1,*}, аспірант, ORCID 0000-0002-6564-4312¹ *Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України** *Адреса для листування: ambrazhey@gmail.com*

МЕТОДИКА ОЦІНЮВАННЯ ЕВОЛЮЦІЇ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ СТАБІЛІЗОВАНОЇ ХОЛОДНОДЕФОРМОВАНОЇ АРМАТУРИ

Анотація. Запропоновано методику оцінювання параметрів тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 під час складної комбінованої обробки. Основним інструментом для проведення досліджень обрано метод рентгеноструктурного аналізу профілів дифракційних ліній. Виконано порівняльний аналіз двох методів розділення впливу розмірного та деформаційного ефектів на істинне фізичне уширення дифракційних максимумів. Встановлено, що класичний метод гармонічного аналізу Воррена-Авербаха має певні обмеження для сильно текстурованої сталі, що обумовлено виникненням систематичних математичних артефактів (хибне обнулення мікродеформацій) за рахунок інверсії амплітудних коефіцієнтів Фур'є. Показано, що для коректного кількісного оцінювання параметрів субструктури сталі SAE1018, яка характеризується вираженою текстурою необхідно застосовувати метод Хальдера-Вагнера, який враховує інтегральні характеристики рентгенівського профілю та виявляється значно стійкішим до впливу анізотропії структури. Автоматизацію математичної обробки масивів дифракційних даних, деконволюцію профілів за Стоксом та апроксимацію функціями Гауса та Лоренца реалізовано за допомогою розробленого авторського алгоритму мовою програмування Python з використанням бібліотек NumPy та SciPy. Досліджено та описано еволюцію тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 на різних технологічних етапах виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках. Показано, що після термічного зміцнення катанки зі сталі SAE1018 формується мультіфазна структура з високою густиною дислокацій на поверхні прокату та значними мікродеформаціями кристалічної ґратки в центральній частині. Встановлено, що холодна пластична деформація катанки з подальшим профілювання її поверхні призводить до зростання мікродеформацій та витягування зерен і субзерен уздовж напрямку волочіння, а фінішна стабілізуюча механоциклічна обробка ініціює різні механізми структурної релаксації за перерізом

© М. Ю. Амбражей, 2026

Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

арматурного прокату. У поверхневих шарах арматури, що зазнають знакозмінної деформації з максимальною амплітудою, спостерігається зниження рівня мікрореформацій одночасно зі зменшенням розмірів областей когерентного розсіювання, що свідчить про формування субзеренної структури та перерозподіл дислокацій із внутрішніх об'ємів субзерен до їхніх меж. В осовій зоні арматурного прокату мікрореформації залишаються достатньо високими, проте розмір блоків збільшується, що очевидно пов'язано з укрупненням субструктурних елементів унаслідок можливої коалесценції субзерен. Сукупна дія обох процесів очевидно сприяє підвищенню макроскопічної пластичності холоднодеформованої арматури та її здатності до релаксаційного перерозподілу локальних напружень завдяки збільшенню середньої довжини вільного пробігу рухливих дислокацій.

Ключові слова: низьковуглецева сталь, арматурний прокат, деформація, механічні властивості, структура, термічна обробка, охолодження, волочіння, моделювання.

Посилання для цитування: Амбражей М. Ю. Методика оцінювання еволюції тонкої структури низьковуглецевої сталі під час виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 525-547. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031>

Вступ

Виробництво холоднодеформованої арматури (ХДА) періодичного профілю в мотках належить до перспективних напрямів сучасної металовиробної промисловості. Застосування ХДА в будівництві дозволяє заощаджувати до 10–12% сталі за рахунок підвищення міцності арматури, яка не піддається попередньому напруженню, а також зменшувати втрати металу на 5–7% порівняно з прокатом у мірних довжинах. Формування заданого комплексу механічних властивостей ХДА ($\sigma_{0,2} = 500\text{--}600$ МПа, $A_{gt} \geq 2,5\%$) може досягатися за рахунок застосування різних, нетипових технологічних операцій для катанки з низьковуглецевих сталей звичайної якості та може включати стадію її термічного зміцнення (формування мартенситу самовідпуску на поверхні) та подальшу холодну пластичну деформацію із профілюванням у роликівих касетах [1].

Важливим технологічним етапом виробництва ХДА, що забезпечує необхідний рівень пластичності та релаксаційної стійкості готової металопродукції є операція її стабілізації. У технології виготовлення ХДА для стабілізуючого впливу широко застосовується механоциклічна обробка (МЦО) у роликівих правильних пристроях [2]. При виконанні зазначеної операції профільований арматурний прокат піддають циклічному знакозмінному вигину з згасаючою амплітудою в

умовах поздовжнього натягу [3]. З практики обробки металів тиском відомо, що така схема навантаження сприяє підвищенню пластичності за деякого зменшення характеристик міцності [4, 5]. Хоча зазначена технологічна операція відома достатньо давно [6], у роботах авторів [3, 6–8] розглянуто лише аспекти формування та перерозподілу залишкових напружень. При цьому питання впливу структурних чинників на підвищення пластичності арматурних сталей за циклічного знакозмінного вигину досі залишаються предметом активних дискусій. Відомо, що епюра напружень під час згинання сталевго прутка є вкрай неоднорідною: поверхневі шари піддаються знакозмінній пластичній деформації з максимальною амплітудою, в той час як центральна зона знаходиться поблизу нейтральної осі вигину і майже не деформується [9,10]. Такий різний розподіл напружень очевидно повинен призводити до принципово різних шляхів еволюції дислокаційної субструктури за перерізом ХДА, що, у свою чергу, визначає особливості формування механічних властивостей готової металопродукції.

Мета роботи – розробка методики оцінювання структурного стану низьковуглецевої сталі SAE1018 на рівні тонкої структури для визначення механізму зміни механічних властивостей на етапах її виготовлення та перероблення, що включають термічне зміцнення катанки, подальшу холодну пластичну деформацію, профілювання поверхні та фінішну механоциклічну обробку.

Методика дослідження

Для проведення досліджень використано:

1) катанку промислового виробництва зі сталі SAE1018 (ASTM A510M) діаметром 7,5 мм, піддану термічному зміцненню, шляхом двостадійного водо-повітряного охолодження на дрібносоротно-дротяному прокатному стані 250/150-6 з формуванням мартенситу самовідпуску на поверхні та ферито-перлітною серцевиною (рис. 1).

2) холоднодеформовану арматуру номінальним діаметром 6,0 мм, отриману способом волочіння катанки з досліджуваної сталі SAE1018 та наступним профілюванням поверхні у роликовій касеті Eurolls CL25CB33.

3) стабілізовану холоднодеформовану арматуру номінальним діаметром 6,0 мм після МЦО у роликовому правильному пристрої.

Хімічний склад сталі та механічні властивості вихідної катанки та холоднодеформованої арматури до і після стабілізації наведено у табл. 1, 2 відповідно.

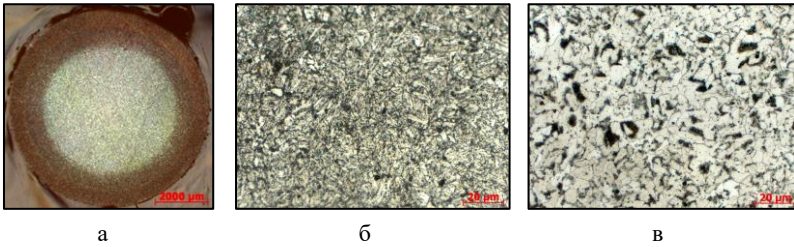


Рисунок 1 – Структура катанки зі сталі SAE1018 після термічного зміцнення: а – загальний вид (макроструктура), б – поверхня; в – осьова зона.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі SAE1018.

Вміст елементів, % (ваг.)								Ce, %
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	
0,20	0,61	0,08	0,036	0,008	0,020	0,010	0,020	0,31

Примітка: вуглецевий еквівалент C_e розраховано відповідно до вимог ДСТУ 3760:2019 [11].

Таблиця 2 – Механічні властивості вихідної катанки та арматурного прокату.

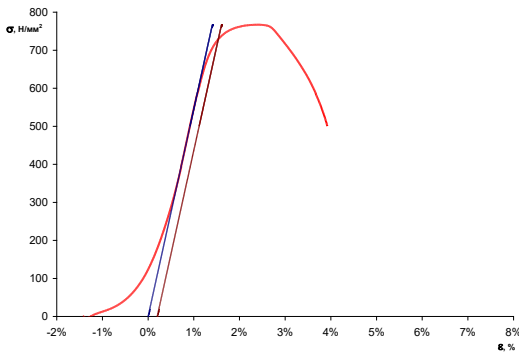
Стан	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\sigma_b/\sigma_{0,2}$	δ_{100} , %	δ_5 , %	δ_p , %	A_{gt} , %
катанка	447	540	1,21	20,1	31,0	15,9	16,2
ХДА	733	768	1,05	3,9	11,2	0,8	1,2
ХДА+МЦО	537	638	1,19	8,2	17,6	4,2	4,5

Додаткова інформація щодо особливостей технології ХДА та вихідної катанки наведена у роботі [1].

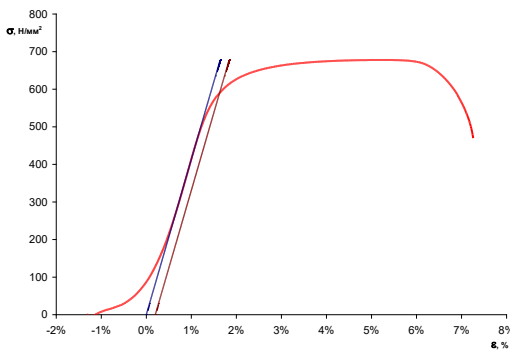
На рис. 2 наведено типовий вигляд умовних діаграм одновісного розтягу холоднодеформованої арматури до і після проведення МЦО.

Для оцінки структурного стану та густини дефектів кристалічної будови застосовано метод рентгеноструктурного аналізу (РСА), вибір якого, як основного методу дослідження обумовлений двома ключовими факторами. РСА інтегрує дифракційний сигнал з площі опромінення у кілька квадратних міліметрів і з глибини проникнення рентгенівського випромінювання, що забезпечує статистично репрезентативне усереднення отриманих параметрів (середня щільність дислокацій, середньоквадратичні мікродеформації, розмір областей когерентного розсіяння) у межах досліджуваної зони матеріалу. Трансмісійна електронна мікроскопія (ТЕМ), навпаки, характеризується надвисокою локальністю: об'єм досліджуваного матеріалу в тонкій фользі зазвичай не перевищує 10^{-6} – 10^{-4} мм³ [12], що робить результати уразливими до статистичних відхилень за

структурними характеристиками та не дозволяє репрезентативно екстраполювати їх на відповідний об'єм зразка без похибки.



а



б

Рисунок 2 – Умовні діаграми одноосного розтягу ХДА: а – до проведення МЦО, б – після проведення МЦО.

Специфіка підготовки зразків для ТЕМ (електролітичне полірування, іонне травлення або прецизійне вирізання за допомогою сфокусованого іонного пучку) завжди супроводжується частковою релаксацією залишкових напружень через малу товщину об'єкта. У більшості випадків це призводить до перерозподілу або анігіляції дислокацій біля вільних поверхонь, а також до внесення додаткових артефактів (наприклад, через вплив холодної пластичної деформації, аморфізації поверхневого шару чи імплантації іонів) [12]. РСА відноситься до умовно неруйнівного методу, що дозволяє досліджувати масивні зразки, мінімізуючи штучні спотворення та забезпечуючи максимальне збереження вихідного напружено-деформованого стану металу.

При цьому, застосування ТЕМ для кількісної оцінки густини

дислокацій у сильно деформованих станах ($\rho_1 > 3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$) [13] фізично обмежено ефектом перекриття полів напружень від сусідніх дефектів [14]. Щільний дислокаційний «ліс» і загальний дифракційний контраст роблять неможливим застосування класичних методів підрахунку густини дислокацій, зокрема методом Хема [13–15]. У зв'язку з цим рентгенівський аналіз уширення профілю лінії є найбільш достовірним та статистично значущим методом оцінки повної густини дислокацій для досліджуваних високоміцних станів металу.

Враховуючи структурну неоднорідність за перерізом арматури, а також вплив деформації вигином, рентгенівську зйомку з використанням дифрактометра ДРОН-3.0 у монохроматизованому *Co-K α* випромінюванні проводилась у двох зонах: на поверхні (пласка частина поверхні тристороннього арматурного профілю) та в осевій (центральної) зоні прокату. Вертикальна та горизонтальна розбіжність пучку обмежувалась за допомогою системи щілин. Під час досліджень застосовано обертання зразків за допомогою гоніометричної приставки. Зйомка дифракційних ліній (110) та (220) α -Fe відбувалась з кроком $0,01^\circ$. Як еталон для визначення істинного фізичного уширення рентгенівських максимумів використано пресований у прес-формі за ISO 3927:2017 і відпалений за температури 680°C у вакуумі циліндричний зразок з порошку карбонільного заліза. Типовий вигляд інтерференційних ліній (220) еталону та досліджуваних зразків зі сталі SAE1018 на різних етапах виготовлення арматурного прокату наведено на рис. 3.

Враховуючи уширення та перекриття ліній у деформованому стані, класичний аналітичний метод поділу дублету за Речингером [16] не застосовувався з метою уникнення лавинного накопичення помилок на периферійних ділянках профілю дифракційної лінії. Виділення фізичного профілю синглету $K\alpha_1$ після коригування фону проведено у програмному комплексі «Fityk» [17] шляхом повнопрофільної апроксимації функціями Фойгта. Параметри синглету $K\alpha_2$ були жорстко пов'язані з параметрами синглету $K\alpha_1$ фізичними співвідношеннями: інтенсивність синглету $K\alpha_2$ задавалась як 0,5 від інтенсивності синглету $K\alpha_1$, кутове положення синглетів пропорційне відношенню довжин рентгенівських хвиль ($\sin\theta_2 = \frac{\lambda_2(K\alpha_2)}{\lambda_1(K\alpha_1)} \cdot \sin\theta_1$), а фізична ширина і форма синглетів є однаковими. Автоматизація математичної обробки масивів дифракційних даних, деконволюція профілів за Стоксом, розрахунок коефіцієнтів Фур'є та інтегральної ширини ліній, а також визначення параметрів субструктури за методами Воррена-Авербаха та Хальдера-Вагнера здійснювалась за допомогою розробленого авторського алгоритму за допомогою мови

програмування Python. Для виконання матричних обчислень, згладжування, інтерполяції та статистичної лінійної регресії використовувалися спеціалізовані математичні бібліотеки NumPy та SciPy. Графічна візуалізація результатів математичного моделювання (побудова апроксимуючих прямих, ідентифікація аномалій коефіцієнтів Фур'є та побудова профілів розподілу мікрдеформацій) проводилась за допомогою бібліотеки Matplotlib.

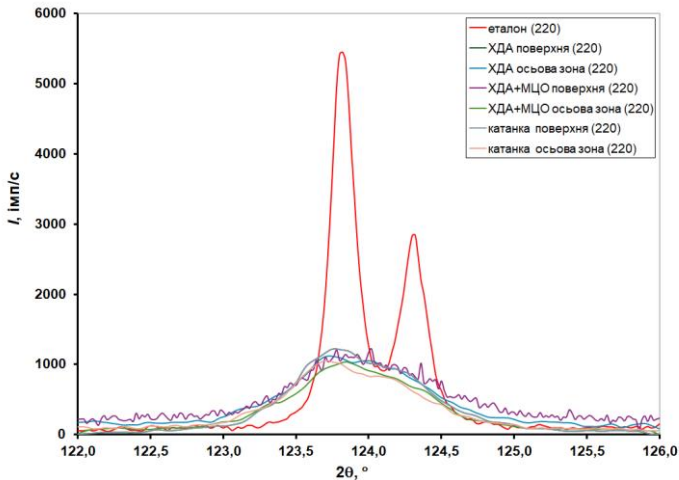


Рисунок 3 – Інтерференційні лінії (220) сталону та досліджуваних зразків зі сталі SAE1018 у монохроматизованому $Co-K\alpha$ випромінюванні.

Результати дослідження та їх обговорення

За допомогою методу РСА проведено аналіз профілів рентгенівських ліній для оцінки еволюції дисперсності блоків та дислокаційної субструктури на поверхні та в осьовій зоні арматурного прокату. Рентгеноструктурний аналіз профілів дифракційних ліній дає змогу визначити істинне фізичне уширення дифракційного піку та розділити його на два складники, зумовлені різними фізичними причинами:

1. Розмірний ефект, пов'язаний із кінцевим розміром областей когерентного розсіювання (ОКР). Його характеризують ефективним розміром ОКР, позначеним як D .

2. Деформаційний ефект, зумовлений наявністю мікрдеформацій кристалічної ґратки. Кількісною характеристикою цього ефекту є середньоквадратична мікрдеформація кристалічної ґратки, що позначається як $(\varepsilon^2)^{1/2}$ або ε .

Розподіл вкладів дисперсності та мікродеформацій у загальне уширення рентгенівських максимумів проводилось двома методами.

Метод Воррена-Авербаха [18, 19] або метод гармонічного аналізу – є математичним методом оцінки профілю рентгенівських дифракційних ліній. На відміну від більш простого та розповсюдженого методу Вільямсона-Холла [20], він не потребує жодних апіорних припущень щодо аналітичної форми піку (функції Гауса або Лоренца). Так, у класичному методі Вільямсона-Холла, у якості функції згортки використовується операція алгебраїчного додавання, яке передбачає математичне припущення, що обидва ефекти уширення рентгенівських максимумів (уширення від зменшення розміру ОКР та збільшення мікродеформацій) формують профілі, що описуються функцією Лоренца [20, 21].

Метод базується на припущенні, що істинний фізичний профіль лінії можна розкласти в ряд Фур'є, де кожен комплексний коефіцієнт $A(L, s)$ для заданої довжини колонки кристалітів L та вектору розсіювання s є добутком двох незалежних складових:

$$A(L, s) = A^{size}(L) \cdot A^{strain}(s, L), \quad (1)$$

де $A^{size}(L)$ – розмірний коефіцієнт, не залежить від порядку відбиття (кута дифракції) і пов'язаний виключно з дисперсністю блоків.

$A^{strain}(s, L)$ – деформаційний коефіцієнт, залежить від вектору розсіювання $s = \frac{2\sin\theta}{\lambda}$ і описується експоненційною залежністю від середньоквадратичної мікродеформації $\langle \epsilon^2(L) \rangle$:

$$A^{strain}(s, L) = \exp(-2\pi^2 s^2 L^2 \langle \epsilon^2(L) \rangle) \quad (2)$$

Для розділення цих двох внесків необхідно провести вимірювання як мінімум двох порядків відбиття від однієї системи площин (наприклад, $\{110\}$ та $\{220\}$). Базове рівняння логарифмується, що перетворює експоненту на лінійну функцію:

$$\ln A(L, s) = \ln A^{size}(L) - 2\pi^2 s^2 L^2 \langle \epsilon^2(L) \rangle \quad (3)$$

Для фіксованого значення L це рівняння має вигляд прямої $y = c - mx$, де вісь $Y - \ln A(L, s)$, а вісь $X - s^2 = \left(\frac{2\sin\theta}{\lambda}\right)^2$.

Пряма будується через експериментальні точки різних порядків відбиття і екстраполюється до нульового вектору розсіювання ($s^2 = 0$).

Апаратне уширення рентгенівського максимуму відокремлюють методом деконволюції за Стоксом [22]. Для цього обчислюються комплексні коефіцієнти Фур'є для зразка $H(n)$ та еталона $G(n)$, а фізичні коефіцієнти $A(L)$ розраховують за формулою (4):

$$F(n) = \frac{H(n)}{G(n)} \quad (4)$$

Для низки обраних довжин колонок L будуються лінійні графіки $\ln A(L)$ від s^2 .

Мікродеформації (ϵ) визначаються з нахилу (m) цих прямих:

$$\langle \epsilon^2(L) \rangle^{1/2} = \sqrt{\frac{-m}{2\pi^2 L^2}} \quad (5)$$

Це дозволяє отримати функцію розподілу деформацій в залежності від масштабу розгляду (відстань L).

Точка перетину графіків з віссю ординат (при $s^2 = 0$) відсікає вплив деформацій і визначає логарифм розмірного коефіцієнту $\ln A^{size}(L)$, експонуючи який отримується функція $A^{size}(L)$.

Розмір ОКР (D_s) визначається за нахилом дотичної до кривої $A^{size}(L)$ при $L \rightarrow 0$. Ефективний поверхнево-зважений розмір блоків розраховується за наступною формулою:

$$D_s = - \left(\frac{dA^{size}(L)}{dL} \right)_{L \rightarrow 0}^{-1} \quad (6)$$

Проте, такий метод є чутливим до точності виділення периферійних ділянок профілю дифракційних ліній та фону, що може призводити до математичних артефактів – «ефект гака» [23] та неможливості отримання коректних значень розміру ОКР та мікродеформацій. Для компенсації «ефекту гака» розрахунок D_s проводився апроксимацією в діапазоні $L=10-40 \text{ \AA}$.

Як було зазначено вище, основна складність класичного методу Вільямсона-Холла полягає у виборі апроксимуючої функції для розділення внесків розміру ОКР та мікродеформацій. Класичний метод передбачає або суто гаусівську або суто лоренцеву функцію для опису форми фізичного профілю. Проте, найбільш фізично обгрунтованою є функція Фойгта (згортка функцій Гауса та Лоренца). Метод Хальдера-Вагнера – це математичне уточнення методу Вільямсона-Холла, яке базується на використанні функції Фойгта [24, 25].

Метод Хальдера-Вагнера засновано на наступних припущеннях:

1. Розмірне уширення (через дисперсність блоків) описується функцією Коші/Лоренца (β_c).
2. Деформаційне уширення (через вплив мікродеформацій ґратки) описується функцією Гауса (β_G).
3. Згортка цих двох функцій (апроксимація Фойгта) для інтегральної

ширини β_f емпірично описується рівнянням $(\beta_f)^2 = \beta_c \beta_f + (\beta_c)^2$.

Підставивши у це рівняння формулу Шеррера [26] ($\beta_c = \frac{K\lambda}{D\cos\theta}$) та формулу Стокса-Вілсона [27] ($\beta_c = 4\epsilon \operatorname{tg} \theta$), отримуємо:

$$(\beta_f)^2 = \left(\frac{K\lambda}{D\cos\theta} \right) \beta_f + 16\epsilon^2 \frac{\sin^2\theta}{\cos^2\theta} \quad (7)$$

Для того, щоб перетворити отримане нелінійне рівняння у зручне лінійне прямої типу $y = mx + c$, обидві його частини треба помножити на $\frac{\cos^2\theta}{\sin^2\theta}$. Тоді остаточне рівняння Хальдера-Вагнера набуде вигляду:

$$\left(\frac{\beta_f \cos\theta}{\sin\theta} \right)^2 = \frac{K\lambda}{D} \left(\frac{\beta_f \cos\theta}{\sin^2\theta} \right) + 16\epsilon^2 \quad (8)$$

Для кожного рентгенівського максимуму (зразок та еталон) визначається інтегральна ширина β_s та β_{st} відповідно [23] та розраховується фізичне розширення β_f (вилучення інструментальної складової). При невідомій функції, що описує форму максимуму використовується середнє геометричне наближення, як таке, що є найбільш близьким до істинного значення [28]:

$$\beta_f = \sqrt{(\beta_s - \beta_{st}) \sqrt{\beta_s^2 - \beta_{st}^2}} \quad (9)$$

Для кількох порядків відбиття (наприклад, $\{110\}$ та $\{220\}$) будується графік точок у координатах: вісь Y – $\left(\frac{\beta_f \cos\theta}{\sin\theta} \right)^2$, вісь X – $\frac{\beta_f \cos\theta}{\sin^2\theta}$.

Лінія, проведена через зазначені точки, екстраполюється до перетину з віссю Y ($X = 0$).

Об'ємно-зважений розмір блоків (D_V) визначається за нахилом прямої (m):

$$D_V = \frac{K\lambda}{m} \quad (10)$$

де K – константа Шеррера (з огляду на використання інтегральних ширин фактор форми прийнятий рівним $K=1,0$); λ – довжина хвилі випромінювання.

Мікродеформації (ϵ): Визначаються з точки перетину прямої з віссю ординат (c):

$$\epsilon = \frac{\sqrt{c}}{4} \quad (11)$$

Оцінка густини дислокацій проводилась за моделлю Вільямсона-Смоллмена [29]. Згідно з цією моделлю, загальна густина дислокацій у деформованому матеріалі складається з двох складників: дислокацій, що знаходяться у тілі зерен (генерують поля напружень ϵ) та дислокацій, що утворюють малокутові границі субзерен/блоків (зменшують розмір D). Загальна густина дислокацій визначена в рамках адитивної моделі, яка передбачає незалежний внесок розмірного та деформаційного факторів.

Густина дислокацій, які визначають рівень мікродеформацій всередині ОКР, визначається за формулою:

$$\rho_{\epsilon} = \frac{k \cdot \langle \epsilon^2 \rangle}{b^2} \quad (12)$$

де b – модуль вектора Бюргерса, м (для α -Fe дорівнює $\sim 2,48 \text{ \AA}$); k – константа, що залежить від типу кристалічної ґратки та характеру розподілу дислокацій (для α -Fe приймається 14,4).

Густина дислокацій (ρ_D), зосереджених у субграницях, що формують блоки розміром D , визначається за виразом:

$$\rho_D = \frac{3n}{D^2} \quad (13)$$

де D – розмір ОКР, м; n – кількість дислокацій на кожній грані блоку (для сильно деформованих сталей зазвичай приймають $n = 1$).

Відповідно, формула (13) спрощується до наступного виразу:

$$\rho_D = \frac{3}{D^2} \quad (14)$$

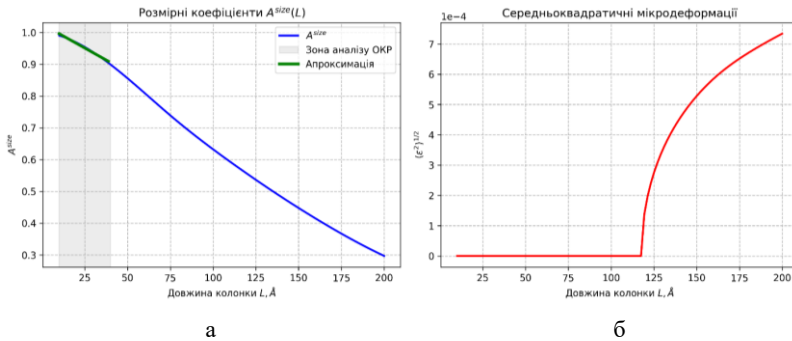
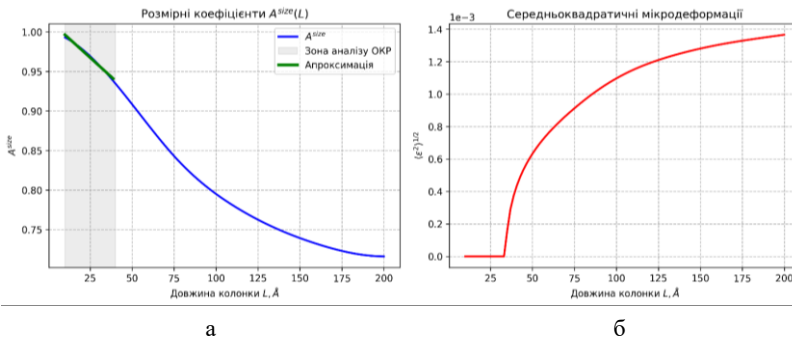
Результати визначення параметрів субструктури за методом гармонічного аналізу Воррена-Авербаха наведено у табл. 3 та на рис. 4-9.

Оцінювання результатів, отриманих за методом Воррена-Авербаха, виявило низку методичних обмежень, пов'язаних із особливостями структурного стану досліджуваних зразків. Зокрема, для більшості отриманих залежностей середньоквадратичних мікродеформацій $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ від довжини колонки L спостерігається аномальна область у діапазоні малих значень L (10–115 $\text{\AA}$), де криві збігаються з нульовою лінією.

Математично така поведінка зумовлена інверсією амплітудних коефіцієнтів Фур'є: для вказаного інтервалу експериментальні значення A_n рефлексу виявилися чисельно більшими, ніж для лінії (110), що призводить до додатного нахилу лінійної апроксимації у координатах $\ln A - s^2$ та дає від'ємні значення квадрата деформацій, яким алгоритм примусово надає нульових значень.

Таблиця 3 – Параметри субструктури дослідних зразків, що визначені методом Воррена-Авербаха на різних етапах виробництва ХДА.

Стан	Місце	D_s , нм	$(\varepsilon^2)^{1/2}$	ρ_ε , см ⁻²	ρ_D , см ⁻²	ρ , см ⁻²
Вихідна катанка	Поверхня	33,1	0	0	$2,73 \cdot 10^{11}$	$2,73 \cdot 10^{11}$
	Центр	51,8	$6,33 \cdot 10^{-4}$	$9,35 \cdot 10^9$	$1,12 \cdot 10^{11}$	$1,21 \cdot 10^{11}$
ХДА	Поверхня	86,8	$1,52 \cdot 10^{-3}$	$5,43 \cdot 10^{10}$	$3,98 \cdot 10^{10}$	$9,41 \cdot 10^{10}$
	Центр	61,7	$8,53 \cdot 10^{-4}$	$1,70 \cdot 10^{10}$	$7,89 \cdot 10^{10}$	$9,59 \cdot 10^{10}$
ХДА+МЦО	Поверхня	39,5	0	0	$1,93 \cdot 10^{11}$	$1,93 \cdot 10^{11}$
	Центр	64,8	$5,77 \cdot 10^{-4}$	$7,79 \cdot 10^9$	$7,15 \cdot 10^{10}$	$7,93 \cdot 10^{10}$

Рисунок 4 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару вихідної катанки.Рисунок 5 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для центральної зони вихідної катанки.

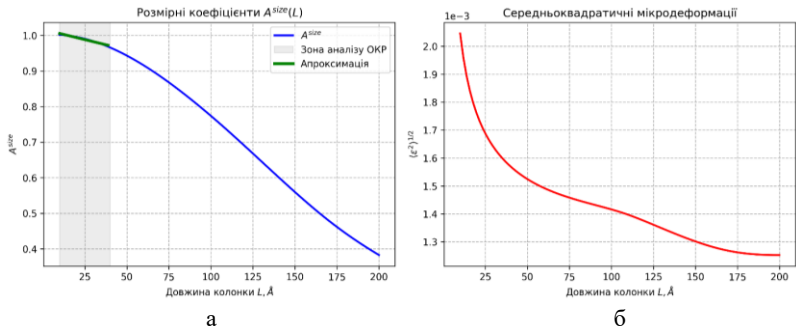


Рисунок 6 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару після волочіння вихідної катанки (стан ХДА).

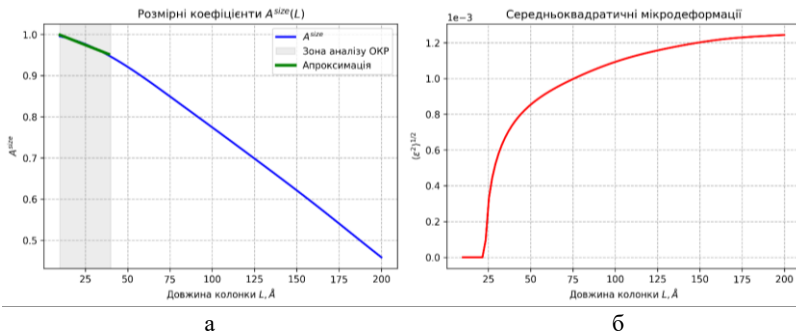


Рисунок 7 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для центральної зони після деформації вихідної катанки (стан ХДА).

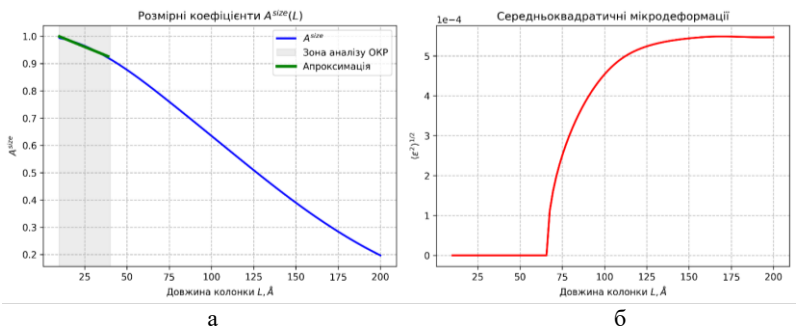


Рисунок 8 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для поверхневого шару після деформації вихідної катанки та стабілізації ХДА (стан ХДА+МЦО).

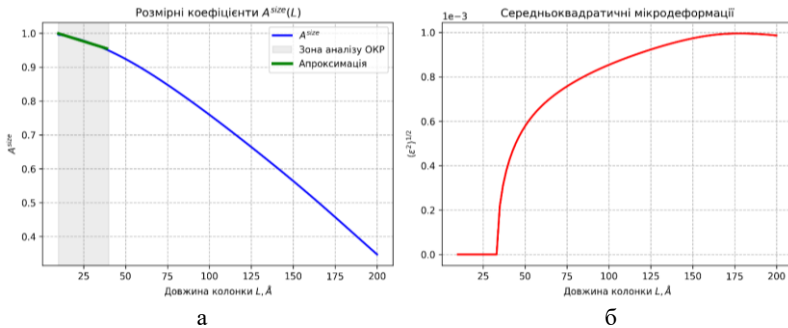


Рисунок 9 – Залежність розмірних коефіцієнтів Фур'є (а) та середньоквадратичних мікродеформацій (б) від довжини колонки L для осрової зони після деформації вихідної катанки та стабілізації ХДА (стан ХДА+МЦО).

Унаслідок цього для зразків із поверхневого шару (вихідна катанка та стан після ХДА та МЦО) розрахункове значення мікродеформацій на базовій довжині $L = 50 \text{ Å}$ хибно визначається як нульове.

Ймовірною фізичною причиною такої інверсії є сильний вплив текстуроутворення та анізотропії форми зерен, сформованих унаслідок холодної пластичної деформації, що спотворює профіль відбиття (220). Єдиним винятком серед досліджених зразків виявився поверхневий шар холоднодеформованої арматури, для якого метод продемонстрував результати, які добре узгоджуються з класичними теоретичними уявленнями – мікродеформації досягають максимальних значень у зоні найменших розмірів блоків та монотонно зменшуються зі збільшенням довжини колонки. Отримані дані свідчать про те, що класичний метод Воррена-Авербаха є чутливим до анізотропії та текстурних спотворень дифракційних профілів у холоднодеформованих сталях, що призводить до математичних артефактів на початкових ділянках отриманих коефіцієнтів Фур'є. Це свідчить, про необхідність залучення додаткових, більш стійких методів оцінки тонкої структури, які оперують інтегральними характеристиками рентгівського профілю та дозволяють коректно визначати параметри субструктури металу в умовах вираженої анізотропії структури за перерізом арматурного профілю.

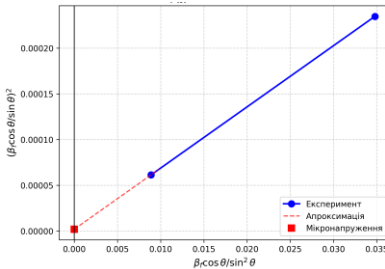
Результати визначення параметрів субструктури за методом Хальдера-Вагнера наведено у табл. 4 та на рис. 10-12.

Проведений аналіз засвідчив про суттєві обмеження методу Воррена-Авербаха під час дослідження холоднодеформованої сталі, оскільки отримані результати значною мірою залежать від анізотропії кристалічної структури та текстурної складової дифракційних профілів. Унаслідок пластичної деформації вплив анізотропії кристалічної структури та текстурної складової проявляється у характерних змінах форми та

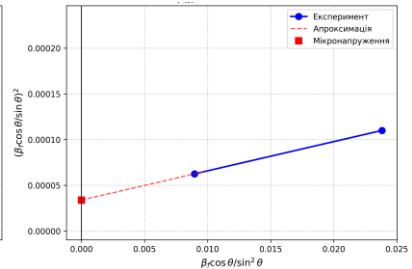
параметрів дифракційних профілів, зокрема у збільшенні статистичного розкиду експериментальних значень інтенсивності відносно їхнього очікуваного середнього, підвищенні рівня фону та значному розширенні дифракційних максимумів.

Таблиця 4 – Параметри субструктури, визначені за допомогою методу Хальдера-Вагнера на різних етапах виробництва ХДА

Стан	Місце	D_v , нм	$(\varepsilon^2)^{1/2}$	ρ_{ε} , см ⁻²	ρ_D , см ⁻²	ρ , см ⁻²
Вихідна катанка	Поверхня	26,7	$3,43 \cdot 10^{-4}$	$2,75 \cdot 10^9$	$4,20 \cdot 10^{11}$	$4,23 \cdot 10^{11}$
	Центр	56,0	$1,45 \cdot 10^{-3}$	$4,94 \cdot 10^{10}$	$9,58 \cdot 10^{10}$	$1,45 \cdot 10^{11}$
ХДА	Поверхня	34,2	$1,50 \cdot 10^{-3}$	$5,29 \cdot 10^{10}$	$2,57 \cdot 10^{11}$	$3,10 \cdot 10^{11}$
	Центр	69,0	$1,71 \cdot 10^{-3}$	$6,80 \cdot 10^{10}$	$6,31 \cdot 10^{10}$	$1,31 \cdot 10^{11}$
ХДА+МЦО	Поверхня	29,7	$9,73 \cdot 10^{-4}$	$2,21 \cdot 10^{10}$	$3,41 \cdot 10^{11}$	$3,63 \cdot 10^{11}$
	Центр	102,9	$1,70 \cdot 10^{-3}$	$6,79 \cdot 10^{10}$	$2,84 \cdot 10^{10}$	$9,63 \cdot 10^{10}$

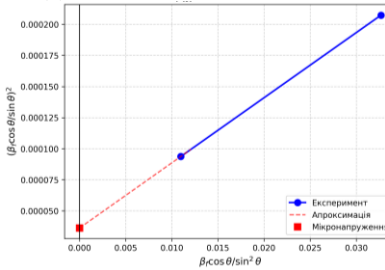


а

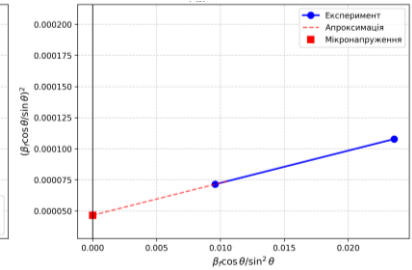


б

Рисунок 10 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури вихідної катанки за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осової зони (б).



а



б

Рисунок 11 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури холоднодеформованої арматури за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осової зони (б).

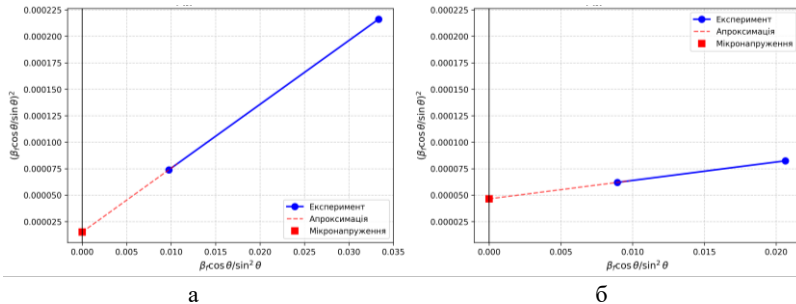


Рисунок 12 – Графічно-умовна інтерпретація параметрів субструктури холоднодеформованого арматурного прокату після стабілізації за методом Хальдера-Вагнера для поверхневого шару (а) та осьової зони (б).

Сукупність цих ефектів ускладнює коректне розмежування внесків мікрореформацій і розмірних ефектів та, відповідно, може знижувати достовірність оцінювання параметрів тонкої структури холоднодеформованої сталі. Для більшості зразків спостерігалась інверсія амплітудних коефіцієнтів Фур'є за малих значень довжини колонки (10–115 Å), що призводило до систематичних артефактів. Єдиним структурним станом, для якого результати методу Воррена-Авербаха узгоджувалися з результатами, отриманими за методом Хальдера-Вагнера, виявився поверхневий шар холоднодеформованої арматури (див. рис. 6), у якому величина мікрореформації становила $1,52 \cdot 10^{-3}$. Отримане значення практично повністю збігається з результатом, який був розрахований за методом Хальдера-Вагнера ($1,50 \cdot 10^{-3}$).

Отже, метод Хальдера-Вагнера, який оперує інтегральними характеристиками рентгенівського профілю, є значно стійкішим до вищезазначених особливостей. Він забезпечив більш стійке визначення параметрів субструктури (об'ємно-зважений розмір ОКР, середньоквадратична мікрореформація) за умов вираженої текстури на всіх технологічних етапах виробництва в умовах структурної анізотропії за перерізом арматурного профілю.

Таким чином, під час виробництва стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках з низьковуглецевої сталі SAE1018 за комбінованої технології відбувається наступна еволюція тонкої структури:

1. За термічного зміцнення катанки в лінії дрібносоротно-дротяного прокатного стану 250/150-6 формується мультифазна структура з мартенситом самовідпуску на поверхні та ферито-перлітною серцевиною (див. рис 1). На поверхні катанки спостерігається висока

загальна густина дислокацій $4,23 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ за відносно низьких мікрдеформацій ($3,43 \cdot 10^{-4}$), що обумовлено, насамперед, високою температурою самовідпуску (680°C), за якої відбувається релаксація напружень. Висока густина дислокацій є наслідком мінімального розміру області когерентного розсіювання. При цьому в осовій зоні катанки мікрдеформації є значно вищими і становлять $1,45 \cdot 10^{-3}$.

2. Холодна пластична деформація катанки у роликівих касетах (коефіцієнт витяжки $\mu = 1,56$) призводить до різкого зростання середньоквадратичних мікрдеформацій на поверхні до $1,50 \cdot 10^{-3}$. В осовій зоні прокату мікрдеформації також збільшуються до $1,71 \cdot 10^{-3}$, при цьому об'ємно-зважений розмір областей когерентного розсіювання зростає від 56,0 до 69,0 нм, що може бути пов'язано з витягуванням областей когерентного розсіювання, пов'язаних із субзеренною структурою, уздовж напрямку волочіння.

3. Після механоциклічної обробки на поверхні арматурного прокату відбуваються релаксаційні процеси – значення мікрдеформацій знижується до $9,73 \cdot 10^{-4}$ при одночасному зменшенні розміру ОКР до 29,7 нм. Одночасне зниження мікрдеформацій і розміру ОКР може бути пов'язане з розвитком динамічного структуроутворення за полігонізаційним механізмом, що супроводжується перегруповуванням дислокацій, формуванням нових субграниць та релаксацією мікрдеформацій кристалічної ґратки. Натомість у центральній частині арматурного прокату мікрдеформації залишаються стабільно високими ($1,70 \cdot 10^{-3}$), тоді як розмір ОКР збільшується до 102,9 нм, що може свідчити про укрупнення субзерен внаслідок перебудови дислокаційної субструктури. Отримані результати дають підстави пов'язувати виявлені структурні зміни з підвищенням макроскопічної пластичності. Очищення тіла субзерен на поверхні арматурного профілю знижує опір ковзанню рухливих дислокацій, тоді як збільшення розміру областей когерентного розсіювання в осовій зоні збільшує довжину їхнього вільного пробігу. У сукупності зазначені структурні зміни знижують опір пластичній деформації, сприяють підвищенню здатності металу до пластичного деформування та забезпечують можливість сприймати більш високі навантаження без передчасної локалізації пластичної деформації, що відтермінує зародження та подальший розвиток руйнування.

Висновки

Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Розроблено методологію комплексної оцінки еволюції тонкої структури низьковуглецевої сталі SAE1018 на різних етапах виготовлення стабілізованої холоднодеформованої арматури в мотках.

Створена методика передбачає повнопрофільну апроксимацію дифракційних максимумів, деконволюцію за Стоксом та розділення розмірного й деформаційного складників їх фізичного уширення методами Воррена-Авербаха і Хальдера-Вагнера.

2. Встановлено, що метод Воррена-Авербаха має суттєві обмеження під час дослідження сильно текстурованої холоднодеформованої сталі. Інверсія амплітудних коефіцієнтів Фур'є в діапазоні довжин колонок 10–115 Å спричиняє виникнення від'ємних розрахункових значень квадрата мікрореформацій та їх подальше хибне обнулення.

3. Показано, що метод Хальдера-Вагнера, який ґрунтується на інтегральних характеристиках дифракційних профілів, є стійкішим до впливу структурної анізотропії та текстури, а його застосування дозволяє достовірно визначити об'ємно-зважений розмір областей когерентного розсіювання, середньоквадратичні мікрореформації та густину дислокацій у поверхневому шарі й осьовій зоні металу на всіх досліджених технологічних етапах.

4. Встановлено, що холодна пластична деформація катанки ($\mu = 1,56$) обумовлює підвищення мікрореформацій до $1,50 \cdot 10^{-3}$ у поверхневому шарі та до $1,71 \cdot 10^{-3}$ в осьовій зоні арматурного прокату. Збільшення розміру областей когерентного розсіювання у центральній частині прокату від 56,0 до 69,0 нм може бути пов'язане з витягуванням зерен і субзерен уздовж напрямку волочіння. Зазначені структурні зміни супроводжуються підвищенням границі плинності від 447 МПа до 733 МПа та тимчасового опору від 540 МПа до 768 МПа при суттєвому зниженні пластичності.

5. Визначено, що механоциклічна обробка обумовлює перебіг різних механізмів перебудови дислокаційної субструктури за перерізом арматурного прокату. У поверхневому шарі мікрореформація зменшується до $9,73 \cdot 10^{-4}$, а розмір областей когерентного розсіювання до 29,7 нм, що добре узгоджується з перерозподілом дислокацій із внутрішніх об'ємів субзерен до новоутворених субграниць і релаксацією мікрореформацій. В осьовій зоні мікрореформація залишається практично незмінною ($1,70 \cdot 10^{-3}$), тоді як розмір областей когерентного розсіювання збільшується до 102,9 нм, що може свідчити про укрупнення субструктурних елементів унаслідок перебудови дислокаційної субструктури.

6. Виявлені після механоциклічної обробки структурні зміни забезпечують відновлення пластичності холоднодеформованої арматури: A_{gt} збільшується від 1,2% до 4,5%, а δ_{100} – від 3,9% до 8,2%. Одночасно з цим співвідношення $\sigma_0/\sigma_{0,2}$ зростає від 1,05 до 1,19, що свідчить про підвищення здатності металу до пластичного деформування та релаксаційного перерозподілу локальних напружень.

Перелік посилань

1. Ivchenko, A. V., Ambrazhei, M. Yu., Mamaev, A. V., Gun'kin, I. A., Bashlii, I. F. Production of high-strength rolled steel for the manufacture of B500S cold-deformed periodic rebar. *Steel Transl.* **41**, 1014–1018 (2011). <https://doi.org/10.3103/S0967091211120072>
2. Горловский М. Б., Меркачев В. Н. Справочник волочильщика проволоки. Москва : Металлургия, 1993. 335 с.
3. Перлин И. Л., Ерманок М. З. Теория волочения. 2-е-е изд., перераб. и доп. изд. Москва : Металлургия, 1971. 448 с.
4. Битков В. В. Технология и машины для производства проволоки. Екатеринбург: Ин-т машиноведения УрО РАН, 2004. 343 с.
5. Kireev, E. M., Shulyak, M.N. & Stolyarov, A.V. Influence of final alternating flexure on the mechanical properties of cold-drawn reinforcement. *Steel Transl.* **39**, 270–272 (2009). <https://doi.org/10.3103/S0967091209030218>
- 6 Harris, Frank W. (1928). Distribution of tensile strength in hard drawn copper wire. *AIME Technical Publication*, 518–543.
7. Kruzel, R., & Suliga, M. (2013). The effect of multiple bending of wire on the residual stresses of high carbon steel wires. *Metallurgija*, 52(1), 93-95.
8. Kaiser, R., Hatzenbichler, T., Buchmayr, B., & Antretter, T. (2013). Simulation of the Roller Straightening Process with Respect to Residual Stresses and the Curvature Trend. *Materials Science Forum*, 768–769, 456–463. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.456>
9. Dieter G. E. Mechanical metallurgy. SI Metric Edition / ed. Bacon D. London: McGraw-Hill Book Company, 1988. 739 p.
10. Beer, F. P., Johnston, E. R., Jr., DeWolf, J. T., & Mazurek, D. F. (2015). *Mechanics of materials* (7th ed.). McGraw-Hill Education, 823 p.
11. ДСТУ 3760:2019. Прокат арматурний для залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови: Національний стандарт України. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 2019. 18 с.
12. Williams D. B., Carter C. B. Transmission Electron Microscopy. Boston, MA: Springer US, 2009. 757 p. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-76501-3>
13. Ham R. K., Sharpe N. G. A systematic error in the determination of dislocation densities in thin films. *Philos. Mag.* 1961. V. 6, № 69. P. 1193–1194. <https://doi.org/10.1080/14786436108239683>
14. Hull D., Bacon D. J. Chapter 8 - Origin and Multiplication of Dislocations // Introduction to dislocations. 5th Ed. Oxford : Butterworth-Heinemann, 2011. P. 157–169. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096672-4.00008-6>
15. Ham R. K. The determination of dislocation densities in thin films. *Philos. Mag.* 1961. V. 6, No. 69. P. 1183–1184. <https://doi.org/10.1080/14786436108239679>
16. Rachinger W. A. A Correction for the $\alpha_1\alpha_2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines *J. Sci. Instrum.* 1948. V. 25, No 7, P. 254–255. <https://doi.org/10.1088/0950-7671/25/7/125>
17. Wojdyr M. Fityk: a general-purpose peak fitting program. *J. Appl. Crystallogr.* 2010. V. 43, No 5, pp. 1126–1128. <https://doi.org/10.1107/S0021889810030499>
18. Warren B. E., Averbach B. L. The Separation of Cold-Work Distortion and Particle Size Broadening in X-Ray Patterns. *J. Appl. Phys.* 1952. V. 23, No. 4, P. 497.

<https://doi.org/10.1063/1.1702234>

19. Eastabrook J. N., Wilson A. J. C. The Diffraction of X-Rays by Distorted-Crystal Aggregates III: Remarks on the Interpretation of the Fourier Coefficients. *Proc. Phys. Soc. Sect. B.* 1952. V. 65, No 1. P. 67–75. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/65/1/310>

20. Williamson G. K., Hall W. H. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metall.* 1953. V. 1, No. 1, P. 22–31. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6)

21. Cullity B. D., Stock S. R. *Elements of X-ray diffraction*, 3rd edition. 2001. Prentice Hall.

22. Stokes A. R., Wilson A. J. C. A method of calculating the integral breadths of Debye-Scherrer lines. *Math. Proc. Camb. Philos. Soc.* 1942. V. 38, No. 3, P. 313–322. <https://doi.org/10.1017/S0305004100021988>

23. Warren B. E. *X-ray Diffraction*. Dover Publications, 1990.

24. Halder N. C., Wagner C. N. J. Separation of particle size and lattice strain in integral breadth measurements. *Acta Crystallogr.* 1966. V. 20, No 2, P. 312–313. <https://doi.org/10.1107/S0365110X66000628>

25. Klug H. P., Alexander L. E. *X-ray Diffraction Procedures: For Polycrystalline and Amorphous Materials*, 2nd Edition // Wiley, New York, EUA. 1974.

26. Scherrer P. Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen // *Nachrichten Von Ges. Wiss. Zu Gött. Math.-Phys. Kl.* 1918. V. 1918, No 2, P. 98–100.

27. Stokes A. R., Wilson A. J. C. The diffraction of X rays by distorted crystal aggregates – I. *Proc. Phys. Soc.* 1944. V. 56, No 3, P. 174–181. <https://doi.org/10.1088/0959-5309/56/3/303>

28. Suryanarayana C., Norton M. G. *X-Ray Diffraction*. Boston, MA: Springer US, 1998. <https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0148-4>

29. Williamson G. K., Smallman R. E. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. *Philos. Mag.* 1956. V. 1, No 1, P. 34–46. <https://doi.org/10.1080/14786435608238074>

References

1. Ivchenko, A. V., Ambrazhei, M. Yu., Mamaev, A. V., Gun'kin, I. A., Bashlii, I. F. Production of high-strength rolled steel for the manufacture of B500S cold-deformed periodic rebar. *Steel Transl.* **41**, 1014–1018 (2011). <https://doi.org/10.3103/S0967091211120072>

2. Gorlovsky M. B., Merkachev V. N. (1993). *Spravochnik volochilshchika provoloki* [Wire Drawer's Handbook]. Metallurgiya. [In Russian].

3. Perlin I. L., Ermanok M. Z. (1971). *Teoriya volocheniya* [Theory of Drawing]. 2nd ed., Metallurgiya. [In Russian].

4. Bitkov V. V. (2004). *Tekhnologiya i mashiny dlya proizvodstva provoloki* [Technology and machines for wire production]. In-t mashinovedeniya UrO RAN. [In Russian].

5. Kireev, E. M., Shulyak, M.N. & Stolyarov, A.V. Influence of final alternating flexure on the mechanical properties of cold-drawn reinforcement. *Steel Transl.* **39**, 270–272 (2009). <https://doi.org/10.3103/S0967091209030218>

- 6 Harris, Frank W. (1928). Distribution of tensile strength in hard drawn copper wire. *AIME Technical Publication*, 518–543.
7. Kruzel, R., & Suliga, M. (2013). The effect of multiple bending of wire on the residual stresses of high carbon steel wires. *Metallurgija*, 52(1), 93–95.
8. Kaiser, R., Hatzenbichler, T., Buchmayr, B., & Antretter, T. (2013). Simulation of the Roller Straightening Process with Respect to Residual Stresses and the Curvature Trend. *Materials Science Forum*, 768–769, 456–463. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.456>
9. Dieter, G. E. (1988). *Mechanical metallurgy* (D. Bacon, ed.; SI Metric Edition). McGraw-Hill Book Company (UK) Limited.
10. Beer, F. P., Johnston, E. R., Jr., DeWolf, J. T., & Mazurek, D. F. (2015). *Mechanics of materials* (7th ed.). McGraw-Hill Education.
11. Instytut chornoj metalurhii NAN Ukrainy, PAT «ArselorMittal Kryvyi Rih», & Tekhnichniy komitet 4. (2019). *Prokat armaturnyi dlia zalizobetonnykh konstruksii. Zahalni tekhnichni umovy* [Reinforcing steel for concrete structures. General specifications] (DSTU 3760:2019). DP "UkrNDNTS".
12. Williams, D. B., & Carter, C. B. (2009). *Transmission Electron Microscopy*. Springer US. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-76501-3>
13. Ham, R. K., & Sharpe, N. G. (1961). A systematic error in the determination of dislocation densities in thin films. *Philosophical Magazine*, 6(69), 1193–1194. <https://doi.org/10.1080/14786436108239683>
14. Hull, D., & Bacon, D. J. (2011). Chapter 8 – Origin and multiplication of dislocations. *Introduction to dislocations (fifth edition)* (Fifth Edition, P. 157–169). Butterworth-Heinemann. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096672-4.00008-6>
15. Ham, R. K. (1961). The determination of dislocation densities in thin films. *Philosophical Magazine*, 6(69), 1183–1184. <https://doi.org/10.1080/14786436108239679>
16. Rachinger, W. A. (1948). A Correction for the $\alpha_1\alpha_2$ Doublet in the Measurement of Widths of X-ray Diffraction Lines. *Journal of Scientific Instruments*, 25(7), 254–255. <https://doi.org/10.1088/0950-7671/25/7/125>
17. Wojdyr, M. (2010). Fityk: A general-purpose peak fitting program. *Journal of Applied Crystallography*, 43(5), 1126–1128. <https://doi.org/10.1107/S0021889810030499>
18. Warren, B. E., & Averbach, B. L. (1952). The Separation of Cold-Work Distortion and Particle Size Broadening in X-Ray Patterns. *Journal of Applied Physics*, 23(4), 497. <https://doi.org/10.1063/1.1702234>
19. Eastbrook, J. N., & Wilson, A. J. C. (1952). The Diffraction of X-Rays by Distorted-Crystal Aggregates III: Remarks on the Interpretation of the Fourier Coefficients. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 65(1), 67–75. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/65/1/310>
20. Williamson, G. K., & Hall, W. H. (1953). X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta Metallurgica*, 1(1), 22–31. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6)
21. Cullity, B. D., & Stock, S. R. (2001). *Elements of X-ray diffraction, 3rd edition*. Prentice Hall.
22. Stokes, A. R., & Wilson, A. J. C. (1942). A method of calculating the integral breadths of Debye-Scherrer lines. *Mathematical Proceedings of the Cambridge*

Philosophical Society, 38(3), 313–322. <https://doi.org/10.1017/S0305004100021988>

23. Warren, B. E. (1990). *X-ray Diffraction*. Dover Publications.

24. Halder, N. C., & Wagner, C. N. J. (1966). Separation of particle size and lattice strain in integral breadth measurements. *Acta Crystallographica*, 20(2), 312–313. <https://doi.org/10.1107/S0365110X66000628>

25. Klug, H. P., & Alexander, L. E. (1974). *X-ray Diffraction Procedures: For Polycrystalline and Amorphous Materials*, 2nd Edition. Willey, New York, EUA.

26. Scherrer, P. (1918). Bestimmung der Grösse und der inneren Struktur von Kolloidteilchen mittels Röntgenstrahlen [Determination of the size and internal structure of colloidal particles using X-rays]. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, 1918(2), 98–100.

27. Stokes, A. R., & Wilson, A. J. C. (1944). The diffraction of X rays by distorted crystal aggregates – I. *Proceedings of the Physical Society*, 56(3), 174–181. <https://doi.org/10.1088/0959-5309/56/3/303>

28. Suryanarayana, C., & Norton, M. G. (1998). *X-Ray Diffraction*. Springer US. <https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0148-4>

29. Williamson, G. K., & Smallman, R. E. (1956). III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. *Philosophical Magazine*, 1(1), 34–46. <https://doi.org/10.1080/14786435608238074>

M. Yu. Ambrazhei^{1,*}, Ph. D. Student, ORCID 0000-0002-6564-4312

¹ *Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov NAS of Ukraine*

*Corresponding author: ambrazhey@gmail.com

METHOD FOR EVALUATING THE FINE STRUCTURE EVOLUTION OF LOW-CARBON STEEL DURING THE PRODUCTION OF STABILIZED COLD-DEFORMED REINFORCING STEEL

Abstract. A method for estimating the parameters of the fine structure of low-carbon steel SAE1018 during complex combined processing is proposed. The method of X-ray structural analysis of diffraction line profiles is chosen as the main tool for conducting research. A comparative analysis of two methods for separating the influence of dimensional and deformation effects on the true physical broadening of diffraction maxima is performed. It is established that the classical method of Warren-Averbach harmonic analysis has certain limitations for highly textured steel, which is due to the occurrence of systematic mathematical artifacts (false zeroing of microstrains) due to the inversion of Fourier amplitude coefficients. It is shown that for the correct quantitative estimation of the parameters of the substructure of steel SAE1018, which is characterized by a pronounced texture, it is necessary to apply the Halder-Wagner method, which takes into account the integral characteristics of the X-ray profile and is much more resistant to the influence of the anisotropy of the structure. Automation of mathematical processing of diffraction data arrays, deconvolution of Stokes profiles and approximation by Gauss and Lorentz functions is implemented using the author's algorithm developed in the Python programming

language using the NumPy and SciPy libraries. The evolution of the fine structure of low-carbon steel SAE1018 at different technological stages of manufacturing stabilized cold-deformed reinforcement in coils is studied and described. It is shown that after thermal strengthening of wire rod from SAE1018 steel, a multiphase structure with a high density of dislocations on the surface of the rolled product and significant microdeformations of the crystal lattice in the central part is formed. It is established that cold plastic deformation of the wire rod with subsequent profiling of its surface leads to an increase in microdeformations and elongation of grains and subgrains along the drawing direction, and the final stabilizing mechanocyclic treatment initiates various mechanisms of structural relaxation along the cross-section of the reinforcing steel. In the surface layers of reinforcement, which undergo sign-changing deformation with maximum amplitude, a decrease in the level of microstrains is observed simultaneously with a decrease in the size of coherent scattering regions, which indicates the formation of a subgrain structure and the redistribution of dislocations from the internal volumes of subgrains to their boundaries. In the axial zone of reinforcing steel, microstrains remain quite high, but the size of the blocks increases, which is obviously associated with the enlargement of substructural elements due to the possible coalescence of subgrains. The combined effect of both processes obviously contributes to an increase in the macroscopic plasticity of cold-deformed reinforcement and its ability to relax local stress redistribution due to an increase in the mean free path of mobile dislocations.

Keywords: low-carbon steel, reinforcing steel, deformation, mechanical properties, structure, heat treatment, cooling, drawing, modeling.

For citation: Ambrazhey, M. Yu. (2026). Method for evaluating the fine structure evolution of low-carbon steel during the production of stabilized cold-deformed reinforcing steel. *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 40, 525-547. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-031>

Руконис надійшов до редакції / Received 01.04.2026

Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026

Опубліковано / Published 30.05.2026