

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
«ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ»



ТКАЧ ТЕТЯНА ВАДИМІВНА

УДК 669.017:621.771:621.785

**ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ТОВСТИХ ЛИСТІВ
З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ НАГРІВУ І ДЕФОРМАЦІЇ
В МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР**

05.02.01 – матеріалознавство

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата технічних наук

Дніпро – 2017

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів в Державному вищому навчальному закладі «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України.

Науковий керівник: доктор технічних наук, старший науковий співробітник
СУХОМЛИН Георгій Дмитрович,
Державний вищий навчальний заклад
«Придніпровська державна академія
будівництва та архітектури», професор кафедри
матеріалознавства та обробки матеріалів, м. Дніпро.

Офіційні опоненти:

доктор технічних наук, професор **МЩЕНКО Валерій Григорович**,
Запорізький національний університет, завідувач кафедри прикладної фізики та
наноматеріалів, м. Запоріжжя;

доктор технічних наук, професор **ДЕЙНЕКО Леонід Миколайович**, Національна
металургійна академія України, завідувач кафедри термічної обробки металів
ім. К.Ф. Стародубова, м. Дніпро.

Захист відбудеться 30 червня 2017 р. о 12⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої
вченої ради Д 08.085.02 при Державному вищому навчальному закладі
«Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за адресою:
49600, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24а, ауд. 202.

З дисертацією можна ознайомитися у бібліотеці Державного вищого навчального
закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», за
адресою: 49600, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24а та на сайті <http://pgasa.dp.ua//>.

Автореферат розіслано 27 травня 2017 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради
д.т.н., професор



С. О. Слободянюк

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Прокат з низьковуглецевих низьколегованих сталей є найбільш масовим видом продукції, обсяги застосування якого в Україні та за кордоном постійно зростають. Разом з цим, товстолистовий прокат, що виготовляється за діючими технологіями гарячої і контрольованої прокатки, не повною мірою відповідає висунутим до нього вимогам до механічних властивостей, особливо до ударної в'язкості. Це зумовлює необхідність розробки нових і вдосконалення діючих температурно-деформаційних параметрів прокатки, а також застосування додаткових обробок для підвищення показників в'язкості, в тому числі в Z-напрямку.

У наявних технологіях, які використовують температурні обробки в діапазоні температур міжкритичного інтервалу (МКІ), питання структуроутворення і формування властивостей товстолистового прокату вивчено недостатньо, дані про кількісні залежності між температурами обробки та властивостями готових виробів обмежені, насамперед це стосується деяких важливих процесів, пов'язаних з дифузійними переміщеннями атомів з лікваций них і збагачених зон у збіднені та у зворотному напрямку. Перспективним напрямом підвищення ударної в'язкості та зниження температури в'язко-крихкого переходу без зниження міцності прокату з низьковуглецевих сталей є подрібнення феритного зерна, яке може бути досягнуто застосуванням гарячої деформації, що закінчується в міжкритичному інтервалі температур, з подальшим регламентованим охолодженням.

Актуальним є також питання економії сталі шляхом підвищення міцнісних характеристик, особливо границі плинності, товстолистового прокату шляхом удосконалення температурно-деформаційних параметрів його виробництва, а також зниження відбракування продукції за цим показником. Вирішення зазначених питань сприятиме підвищенню економічної ефективності виробництва і споживання прокату.

Таким чином, робота, що спрямована на вдосконалення механічних властивостей товстолистового прокату з низьковуглецевих сталей шляхом коригування технології його виробництва на основі дослідження впливу температурно-деформаційних параметрів обробки в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ) на його кінцеву структуру, є актуальною як з наукової, так і з економічної точки зору.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконана згідно з державними бюджетними фундаментальними науково-дослідними темами Міністерства освіти і науки України та Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»: «Теоретичні основи отримання наноструктурованих елементів та їх вплив на комплекс властивостей будівельних сталей» (№ державної реєстрації 0113U000127, 2013 – 2015 рр.), «Теоретико-експериментальне дослідження механізмів впливу нанорозмірних параметрів структури на закономірності руйнування низьковуглецевих мікролегованих сталей» (№ державної реєстрації 0116U00219, 2016 р.). Автор була виконавцем зазначених робіт.

Мета і задачі дослідження. **Мета роботи** – підвищення механічних властивостей товстолистового прокату з низьковуглецевих будівельних сталей на основі встановлення закономірностей формування зеренної структури залежно від режимів нагріву, деформації в міжкритичному інтервалі температур і подальшого охолодження.

Для досягнення цієї мети було поставлено та вирішено *такі задачі*:

1. **Визначити** кількісні та якісні характеристики структури і механічних властивостей сталей 09Г2С і 10Г2ФБ після деформації та прискореного регламентованого охолодження (ПРО) від температур міжкритичного інтервалу.

2. **Довести** шляхом аналізу причинно-наслідкових зв'язків структура – властивості такі температурні ділянки МКІ, прокатка в яких забезпечує найбільш сприятливе поєднання показників міцності та в'язкості.

3. **Встановити** вплив температури деформації в МКІ і режиму подальшого охолодження на розмір зерна фериту.

4. **Розробити** з застосуванням світлової металографії методику визначення (відтворення) розташування міжфазних γ - α границь зерен при $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$ перетворенні для сталей 20, 09Г2С і 10Г2ФБ.

5. **Здійснити** порівняльну оцінку розмірів зерна фериту в досліджуваних сталях за двома методиками: за ГОСТ 5639-82 і за програмою «Метал 1.0» й визначити збіжність і достеменність отриманих результатів.

6. **Розробити** температурно-деформаційний режим контрольованої прокатки товстих листів з низьковуглецевих сталей 09Г2С і 10Г2ФБ, що забезпечують підвищення їх міцнісних і пластичних властивостей.

7. **Розробити** коригуючий режим нагріву і подальшого охолодження від температур міжкритичного інтервалу прокату зі сталі 10Г2ФБ для створення дрібнозернистої структури і забезпечення високої гарантованої ударної в'язкості, згідно з вимогами нормативних документів і споживачів.

8. **Здійснити** випробування запропонованого вдосконаленого температурно-деформаційного режиму контрольованої прокатки в промислових умовах.

9. **Застосувати** отримані наукові та практичні результати роботи в навчальному процесі на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів в ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

Об'єкт дослідження – процеси структурних і фазових перетворень при різних температурно-деформаційних обробках низьковуглецевих сталей.

Предмет дослідження – закономірності формування структури і властивостей при нагріві, деформації в МКІ та прискореному охолодженні прокату з низьковуглецевих будівельних сталей.

Методи дослідження. У роботі були застосовані сучасні методи і методики: світлова кількісна та якісна металографія; електронна просвічуюча і растрова мікроскопія; статичні та динамічні механічні випробування, визначення твердості за Роквеллом; розрахунок розміру зерна за ГОСТ 5639-82 і за програмою «Метал 1.0», комп'ютерна обробка зображень («Фотошоп»).

Наукова новизна одержаних результатів. Виконані дослідження дозволили встановити і сформулювати такі нові наукові положення:

1. **Вперше для сталей 10Г2ФБ і 09Г2С встановлено бімодальний характер розподілу розмірів феритних зерен у залежності від температур нагріву в міжкритичному інтервалі (при подальшому охолодженні зі швидкістю $\approx 20^\circ\text{C}/\text{c}$).** Бімодальний розподіл найбільш чітко виявлено у разі закінчення деформації при температурах 750...850°C. Встановлені залежності дозволяють впливати на механічні властивості прокату шляхом змінення температури кінця деформації в МКІ та коригування співвідношення зерен фериту крупної та дисперсної фракцій.

2. **Вперше одержано наукові положення на основі яких розроблено**

методику металографічного виявлення міжфазних границь α - γ при нагріві низьковуглецевих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С і 20 до температур $A_{c1}...A_{c3}$. Розроблена методика дозволяє визначати положення колишніх міжфазних границь ферит – аустеніт, які формуються при фазових перетвореннях. Раніше подібні дослідження виконували із застосуванням коштовного високотемпературного мікроскопу. Методика розширює можливості дослідження процесів структуроутворення.

3. Вперше встановлено залежності характеристик міцності (σ_B , σ_T) та ударної в'язкості (KCV^{+20} , KCV^{-40}) від температури кінця деформації в МКІ і режиму подальшого регламентованого охолодження. Встановлено немонотонну їх залежність для низьковуглецевих і мікролегованих сталей 10Г2ФБ та 09Г2С з максимумом міцності та пластичності в середній частині МКІТ. Така залежність проявляється більш чітко з підвищенням концентрації вуглецю і легуючих елементів у сталі. Отримані результати можуть бути застосовані при розробці нових і вдосконаленні діючих режимів контрольованої прокатки.

4. Дістало подальшого розвитку встановлення кількісного співвідношення фаз ферит – аустеніт при нагріві низьковуглецевих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С і 20 до температур інтервалу $A_{c1}...A_{c3}$ теоретичним і експериментальним методами. Показано, що питома кількість реально утвореного при цьому аустеніту на 10...20 % менша, ніж розрахована на теоретичній основі. Отримані кількісні залежності необхідні для теоретичних і експериментальних досліджень нових технологічних процесів.

Практичне значення одержаних результатів. Одержані в роботі результати застосовано при вдосконаленні режимів контрольованої прокатки, а саме:

1. *Запропоновано* режим контрольованої прокатки сталей 10Г2ФБ і 09Г2С, який включає: чорнову прокатку за діючою технологією, зниження температури до $790 \pm 15^\circ\text{C}$, деформацію до заданої товщини листа в чистовій кліті, подальше прискорене охолодження до $400 \pm 25^\circ\text{C}$. Він забезпечує підвищення міцнісних і пластичних характеристик товстолистого прокату завдяки утворенню дрібнозернистої фракції в кінцевій структурі сталей.

2. *Розроблено* режим нагріву й охолодження від температур міжкритичного інтервалу для подрібнення зеренної структури і підвищення ударної в'язкості прокату та інших виробів з будівельних сталей типу 09Г2С і 10Г2ФБ. Запропонований допоміжний режим дає можливість привести механічні властивості виробів у відповідність до вимог нормативних документів і споживачів, у тому числі, якщо низькі показники були отримані при випадкових відхиленнях технологічних параметрів прокатки.

3. *Практичне застосування* розробленої металографічної методики виявлення границь зерен колишнього аустеніту дозволяє визначати реальне кількісне співвідношення γ і α фаз і виявляти колишні положення міжфазних границь при нагріванні низьковуглецевих сталей до температур міжкритичного інтервалу. Методику запропоновано для застосування при експертних оцінках нових технологічних процесів, а також при зіставленні теоретичних, прогнозованих температур нагрівання з фактичним об'ємним співвідношенням фаз при реалізації технології в промислових умовах.

4. Результати дисертаційної роботи та запропонованого вдосконаленого режиму контрольованої прокатки було *апробовано* в промислових умовах на ПрАТ «ММК ім. Ілліча».

5. Результати дисертаційної роботи *впроваджено* в навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА при викладанні курсів для студентів напряму підготовки 6.050403 «Інженерне матеріалознавство».

Достовірність результатів роботи. Високий ступінь обґрунтованості й достовірності наукових положень, висновків і рекомендацій, сформульованих у дисертаційній роботі, забезпечується використанням в експериментальних дослідженнях сучасних методів і методик, апаратури, сертифікованого обладнання та лабораторного устаткування, обчислювальної техніки; відповідністю результатів аналітичних і експериментальних досліджень, чітким трактуванням отриманих результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням.

Особистий внесок здобувача. Дисертаційна робота виконана здобувачем самостійно. У роботі [2] автором належить ініціатива в постановці мети і задач дослідження, проведення експериментів, розроблення температурних режимів прокатки; [4] – узагальнення відомих і отриманих експериментальним шляхом даних. У запатентованих розробках за участю автора внесені пропозиції, що стосуються вибору температурних режимів прокатки в чорновій та чистовій клітках [6 – 7].

Апробація результатів дисертації. Основні положення роботи були повідомлені та обговорені: на міжнародних науково-практичних конференціях: «Теорія і практика розвитку сучасних наукових знань» (м. Київ, 2016 р.), «Стародубовські читання» (м. Дніпропетровськ, 2013 і 2015 рр.), «Актуальні проблеми сучасної науки» (м. Харків, 2016 р.), «Наукова дискусія: питання технічних наук» (м. Москва, 2016 р.); міжнародній молодіжній науково-практичній конференції «Людина і космос» (м. Дніпропетровськ, 2016 р.), міжрегіональному науковому семінарі «Проблеми сучасного матеріалознавства» (м. Дніпро, 2015 і 2016 рр.).

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи опубліковано у 11 наукових працях, з них 4 статті відповідають переліку ДАК МОН України, 1 стаття опублікована в РІНЦ, 4 – тези доповідей на науково-практичних конференціях, 2 – патенти.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел і додатків. Загальний обсяг дисертації складає 130 сторінок, основний текст викладено на 111 сторінках. Дисертація містить 47 рисунків, 21 таблицю, 6 додатків на 8 сторінках, список використаних джерел з 93 найменувань на 11 сторінках.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** обґрунтовано вибір та актуальність теми дисертаційної роботи, сформульовані мета і задачі дослідження, визначено наукову новизну і практичну цінність отриманих результатів, вказано на зв'язок роботи з науковими програмами і темами; визначено особистий внесок здобувача та наведено відомості про апробацію та публікації результатів дисертаційної роботи.

У **першому розділі** представлено аналіз літературних джерел з напряму досліджень, в першу чергу фундаментальних праць вчених К. Ф. Стародубова, Н. М. Фонштейна, С. О. Голованенка, В. І. Большакова і його наукової школи, а також інших робіт, які стосуються напрямів підвищення механічних властивостей прокату з низьковуглецевих сталей шляхом деформації та гартування від температур МКІ. Показано, що до цього часу недостатньо досліджено та висвітлено

процеси формування структури при нагріві, деформації та охолодженні з МКІ листового прокату підвищеної товщини з низьковуглецевих сталей. Відзначено можливість отримання значної економічної ефективності за рахунок вдосконалення діючих технологій виробництва товстолистого прокату з низьковуглецевих сталей з застосуванням наявного на вітчизняних металургійних підприємствах устаткування, зокрема, шляхом коригування температурних і деформаційних режимів прокатки при температурах МКІ.

На підставі комплексного аналізу літературних джерел підтверджено актуальність обраної теми та сформульовано мету і основні задачі дослідження.

У другому розділі обґрунтовано вибір матеріалів, методів і методик досліджень та устаткування для їх проведення. Матеріалом дослідження служив листовий прокат з низьковуглецевих сталей 10Г2ФБ і 09Г2С (табл. 1) виробництва металургійного підприємства ПрАТ «ММК ім. Ілліча». У ряді випадків для порівняння в експериментах застосовували промислову сталь 20 стандартного хімічного складу.

Таблиця 1

Хімічний склад (% мас.) досліджуваних сталей

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Al	V	Nb	Ti	Cr	Ni	Mo
10Г2ФБ	0,09	1,65	0,25	0,003	0,002	0,03	0,10	0,03	0,02	0,3	0,3	0,01
09Г2С	0,12	1,5	0,6	0,005	0,002	0,03	—	—	—	0,3	—	—

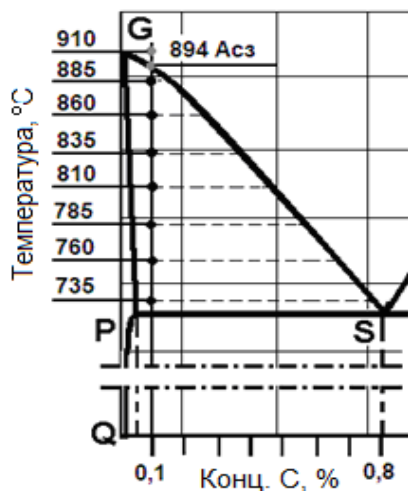


Рис. 1. Частина діаграми стану залізо-вуглець з розбивкою температури в МКІ для сталі з вмістом вуглецю 0,10 %.

Для більш детального дослідження впливу температури нагріву, деформації та охолодження на формування структури і властивостей листів температурну зону МКІ (727...910°C) було розділено на 8 ділянок через кожні 25°C (рис. 1).

Зразки, вирізані з товстолистого прокату, обробляли за режимом: нагрів до 1000°C, витримка 90 хвилин → перенесення у другу піч, нагріту до обраної в МКІ температури, → витримка 10 хвилин → деформація $\epsilon = 45\%$ → охолодження в маслі ($V_{\text{охол.}} = 10...25^\circ\text{C}/\text{с}$). Деформацію в лабораторних умовах проводили на прокатному стані ДУО 250 в Інституті чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України. Зразки для дослідження впливу температури нагріву і витримки **без деформації** в МКІ вирізали з товстих листів, виготовлених за штатною технологією. Експериментальну обробку проводили в лабораторних умовах за режимами: а) нагрів і витримка в МКІТ; б) двоступеневий нагрів в γ -область → зниження температури і витримка в МКІТ; в) нагрів в γ -область. Нагрів зразків здійснювали разом з піччю, витримували їх при заданій температурі і охолоджували на повітрі.

Застосовано методи і методики дослідження: світлова кількісна та якісна мікроскопія (металографічні мікроскопи «Neophot-2», «Ахіомат 120», Німеччина); дифракційна електронна мікроскопія (електронний просвічуючий мікроскоп ЕМ 125 К, растровий скануючий мікроскоп РЕМ 106 І); стандартні методи механічних випробувань на розтягування, на ударну в'язкість при температурах

+20°C і –40°C на зразках з гострим надрізом (за Шарпі) і визначення твердості за Роквеллом. Оцінювання і розрахунок розміру зерна фериту здійснювали за стандартною методикою згідно з ГОСТ 5639-82, а також за допомогою програми «Метал 1.0».

У третьому розділі наведено дані про розробку нового металографічного методу виявлення колишніх границь α - γ , які утворилися в низьковуглецевих сталях при нагріві до температур МКІ та витримці. Відтворення колишніх границь аустеніту має як теоретичне, так і практичне значення, та є складним експериментальним завданням. Для його реалізації необхідно було розробити метод виявлення на шліфах положень міжфазних γ - α границь, які вони займають при витримці в МКІТ. Основна складова методу – виявлення дійсної тонкої структури металу шляхом поєднання електролітичного полірування і створення мікрорельєфу при травлінні. При цьому враховували, що підвищена травимість границь зерен, що існували в колишньому аустеніті, який розпався при охолодженні, заснована на відмінностях у хімічному складі вихідної і новоутвореної фаз, а саме в розбіжностях концентрації Cr, V, Ni, Mo. Зерна фериту, які утворюються при витримці в МКІ, мають концентрацію вуглецю $S_{\alpha_{\text{МКІ}}}$, а вторинний ферит $\alpha_{\text{д}}$ (індекс «д» означає *вторинний*), який «нашаровується» на первинний при охолодженні, зростає при нижчій температурі, тому має дещо вищу концентрацію $S_{\alpha_{\text{д}}}$. Виникає концентраційний перепад (неоднорідність) усередині феритних зерен:

$$\Delta S_{\alpha} = S_{\alpha_{\text{д}}} - S_{\alpha_{\text{МКІ}}}$$

У якості прикладу виявлення границь зерен колишнього аустеніту, на рисунку 2 показано знімки одного і того ж місця на шліфі сталі 20 після ПРО від температури МКІ, отримані з застосуванням звичайного фокусування (рис. 2, а) і після спеціального дефокусування (рис. 2, б) при якому сліди колишніх границь стають видимими завдяки інтерференційному контрасту.

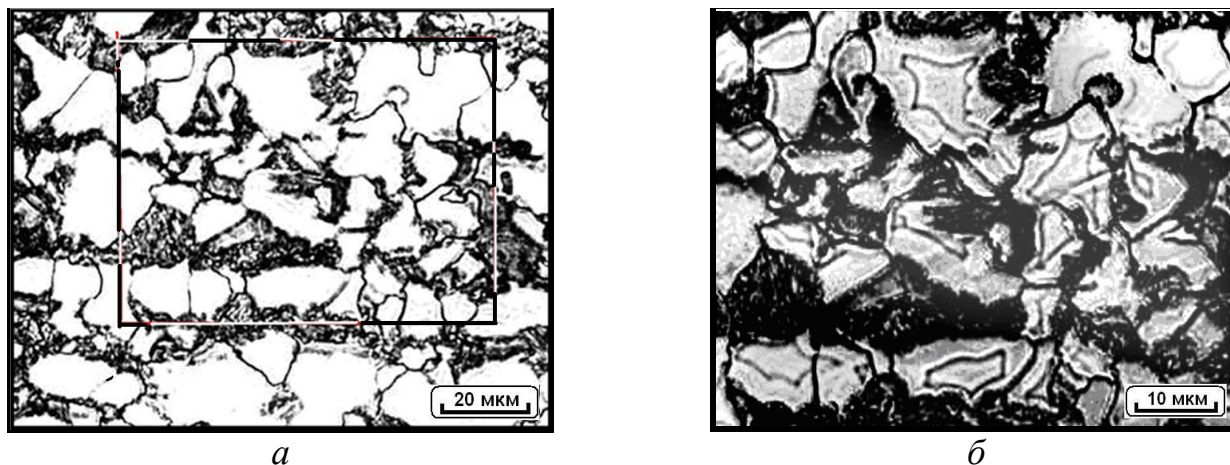


Рис. 2. Виявлення колишніх границь α - γ зерен аустеніту в сталі 20 після охолодження на повітрі від температури 860°C: а – звичайне фокусування; б – область, виділена рамкою на рис. 2, а після спеціального дефокусування.

Утворення аустенітних зародків і перетворення перліту на аустеніт при нагріві вище температури $A_{\text{с1}}$ відбувається в перлітних колоніях з концентрацією $C = 0,8\%$ (рис. 3, а). При подальшому підвищенні температури відбувається ріст зерен аустеніту шляхом захоплення прилеглих до них феритних кристалів (рис. 3, б). У різних колоніях зароджуються кристали аустеніту різних кристалографічних орієнтацій, так що зерно фериту одночасно поглинається декількома аустенітними

зернами, границі між якими можуть проявлятися на знімках зі спеціальним дефокусуванням зображення (рис. 2, б).

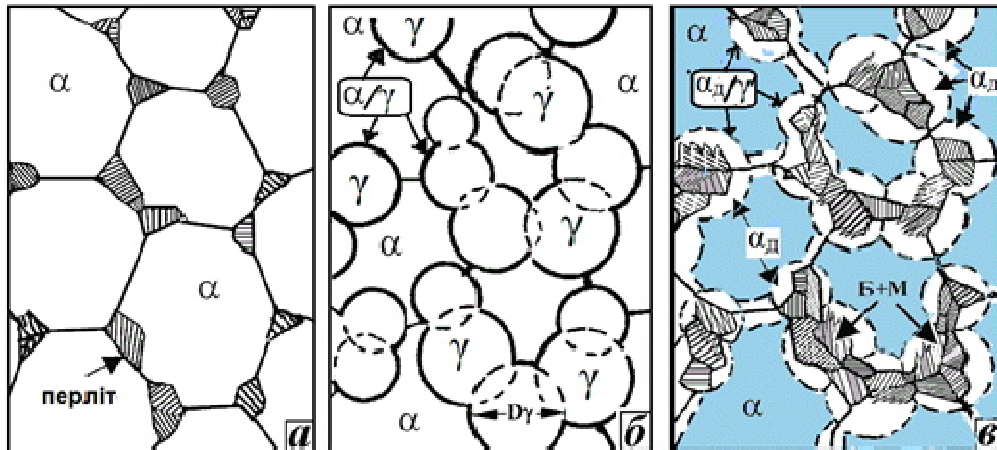
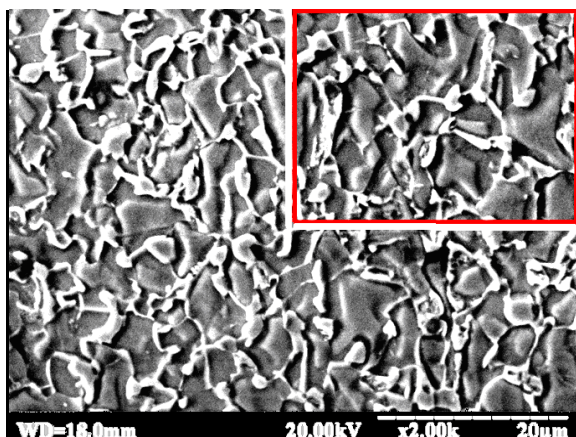
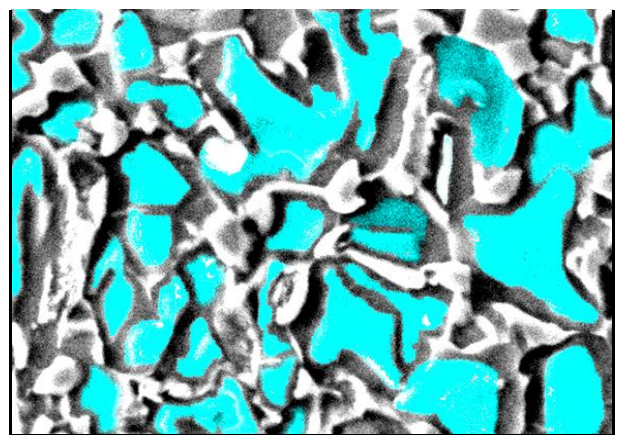


Рис. 3. Схема структуроутворення при нагріві низьковуглецевої сталі до температур середньої області МКІ і ПРО: *а* – вихідна структура; *б* – утворення аустенітних зародків у перліті й зростання сфероподібних γ -зерен шляхом міграції границь α/γ ; *в* – часткове відновлення фериту й утворення структур гартування; $\alpha_{\text{д}}/\gamma$ – колишні міжфазні границі; $\alpha_{\text{д}}$ – доевтектоїдний ферит.

Під час зниження температури вихідні α -зерна починають відновлюватися в зворотному напрямку (в аустеніт) вже в якості нового доевтектоїдного фериту. При цьому первинний ферит служить готовим зародком для надлишкового фериту при зворотному $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні та новоутворений ферит ($\alpha_{\text{д}}$ на рис. 3, *в*) має таку саму кристалографічну орієнтацію, але іншу концентрацію вуглецю. Зі зниженням температури в МКІ збільшується концентрація вуглецю в новоутвореному і надлишковому фериті. Отже, при гартуванні в результаті зниження температури розпад аустеніту починається з виділення надлишкового фериту не шляхом формування окремих зародків, як звичайно, а шляхом відновлення залишків фериту. Те, яким буде відновлення, частковим чи повним, залежить від швидкості охолодження, при цьому місця, де знаходилися γ/α границі, опиняються всередині відновлених феритних зерен (рис. 3, *б*, *в*).



а



б

Рис. 4. Виявлення границь зерен колишнього аустеніту в сталі 09Г2С після охолодження від температур МКІ на повітрі: *а* – загальна картина; *б* – збільшене зображення ділянки, виділеної рамкою на рис. 4, *а*.

На рисунку 4 наведено знімки, отримані на скануючому електронному мікроскопі, де можна бачити різницю в контрастах перекристалізованого і первинного фериту. Застосування обробки зображень у програмі «Фотошоп», дає можливість підрахування кількісних співвідношень різних фаз, у тому числі колишнього і не перекристалізованого фериту, як це показано на рисунку 4, б.

Кількісними методами світлової металографії встановлено, що після нагрівання і подальшого охолодження кількість γ -фази в низьковуглецевих сталях, розрахована методом конодних відрізків, істотно вище значень, отриманих експериментально, за запропонованим металографічним методом (табл. 2).

Таблиця 2

Розрахункові та експериментальні визначення питомих об'ємів аустеніту при нагріві низьковуглецевих сталей до різних температур МКІ

t, °C	V γ , %			
	розрахунк.		експеримент.	
	Сталь 10Г2ФБ		Сталь 20	
910	100	–	100	–
885	70	–	100	–
860	41	35	77	68
835	27	20	54	45
810	20,5	–	42	–
785	16	15	32	30
760	13,5	12	26	27
735	11	–	22	–

Для температур нижньої області МКІТ (нижче 800°C) розроблений метод дає високу точність (до 2 %), а у верхній частині МКІТ (вище 800°C) точність знижується до 10 %. Така розбіжність може бути обумовлена концентраційною неоднорідністю в початкових і новоутворених структурах.

Механічні властивості прокату зі сталі 10Г2ФБ після нагріву до різних температур МКІ, деформації та прискореного охолодження представлено в таблиці 3.

Таблиця 3

Механічні властивості листів зі сталі 10Г2ФБ і труб зі сталі 20 після гартування від різних температур МКІ

Марка сталі	t нагріву, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	KCV, Дж/см ²	
					+20°C	-40°C
10Г2ФБ	885	782	591	16,0	109	54
	785	772	539	16,5	104	79
	735	790	631	14,25	59	53
20	730-750	630	440	22	90	40
	760-790	670	460	22	107	39
	800-830	730	510	20	125	56

З неї видно, що найбільш придатний комплекс механічних властивостей отримано після нагріву до температур верхньої області міжкритичного інтервалу.

Розроблена металографічна методика виявлення границь зерен колишнього аустеніту дозволяє контролювати на шліфах реальне кількісне співвідношення фаз і

визначати колишні положення міжфазних границь в разі застосування обробок з нагрівом низьковуглецевих сталей до температур МКІ. Завдяки ній доведено, що реальна кількість утворюваного в МКІ аустеніту, на 10...20 % менша теоретичної.

У четвертому розділі досліджено вплив температури кінцевої деформації в МКІ та ПРО на формування структури і властивостей низьковуглецевих сталей. У лабораторних експериментах встановлено, що структурні перетворення в низьковуглецевих сталях розвиваються наступним чином.

При нагріві та переході через нижню критичну точку A_{c1} перліт перетворюється на аустеніт. В γ -фазі, що утворилась при досягненні температури A_{c1} , концентрація вуглецю сягає максимального значення 0,8 %. З подальшим підвищенням температури в МКІ збільшується кількість γ -фази і відповідно знижується кількість α -фази. На границях γ - α починається зародження нових зерен аустеніту, а також зростання раніше утворених зерен. При цьому концентрація вуглецю в обох фазах з підвищенням температури знижується (табл. 4).

Таблиця 4

Розрахункові кількості фаз (V_γ , V_α , %) і концентрація вуглецю ($C_{\gamma_{МКІ}}$, $C_{\alpha_{МКІ}}$, %) в них при різних температурах МКІ ($t_{МКІ}$, °С) для сталей 10Г2ФБ та 09Г2С

Сталь	Пара-метр	Температура міжкритичного інтервалу $t_{МКІ}$, °С							
		910	885	860	835	810	785	760	735
10Г2ФБ	V_γ	100	70	41	27	20,5	16	13,5	11
	$C_{\gamma_{МКІ}}$	0,1	0,14	0,23	0,34	0,44	0,53	0,63	0,68
	V_α	–	30	59	73	79,5	84	86,5	89
	$C_{\alpha_{МКІ}}$	–	0,005	0,007	0,010	0,013	0,015	0,017	0,019
09Г2С	V_γ	100	63	37	25	18	15	12	10
	$C_{\gamma_{МКІ}}$	0,09	0,14	0,23	0,34	0,44	0,53	0,63	0,71
	V_α	–	37	63	76	82	85	88	90
	$C_{\alpha_{МКІ}}$	–	0,005	0,007	0,01	0,013	0,015	0,017	0,019

У процесі деформації сталь насичується дислокаціями, при зростанні їх щільності поступово утворюються границі полігонів, внутрішні об'єми яких майже вільні від дислокацій. У результаті деформації щільність дислокацій в α і γ фазі підвищується і в умовах відносно високих температур вони трансформуються в розгалужену мережу малокутових полігональних границь. Вибір температури кінця деформації в МКІ стає інструментом управління формуванням кінцевих властивостей сталі. Виходячи з закономірностей формування структури (властивостей) в МКІ, можна обирати температуру кінця деформації в двофазній області та деформувати сталь з тим чи іншим кількісним співвідношенням γ - α фаз (табл. 4). Якщо температура кінця деформації знаходиться у верхній частині інтервалу (880...860°С), то деформації буде піддано ≈ 60 % аустеніту і ≈ 40 % фериту. Деформація в нижньому інтервалі (760...735°С) приведе до отримання більше 80 % полігонізованого фериту. Зі зниженням температури кінця деформації в МКІ збільшується кількість α -фази, яка буде піддана деформаційному зміцненню, що істотно вплине на міцнісні та пластичні характеристики готової продукції. З початком прискореного охолодження (після закінчення деформації) починається розпад залишкового аустеніту нового хімічного складу ($C_{\gamma_{МКІ}} = 0,1...0,75$ %, табл. 4), який відрізняється від вихідного високотемпературного складу сталі. Відбувається

повторне зародження надлишкового фериту як на великокутових, так і на малокутових, полігональних, границях деформованої γ -фази. Розміри зародків вдруге утвореного фериту не перевищують 3 мкм, через різке зниження швидкості дифузії вуглецю і легуючих елементів в умовах ПРО. При утворенні α -фази вуглець витісняється в граничний з феритом аустеніт, де його концентрація підвищується, але не досягає 0,8 %. Аустеніт розпадається (нижче A_{T1}) на структури бейнітного типу і деяку кількість мартенситу. Кількісне співвідношення між ними залежить від концентрації вуглецю в аустеніті і саме його варіації значною мірою визначають характер структуроутворення й механічні властивості сталі. Час між деформацією і охолодженням становить лише 5...10 сек., тому рекристалізація не встигає пройти в помітній мірі. ПРО фіксує отриману під час деформації субзеренну структуру надлишкового фериту, який первинно виділився в МКІ, а полігонізований аустеніт розпадається на структури з дрібнішими кристалами, що призводить до подрібнення зерна та зернограничного зміцнення сталі. У різних ділянках МКІ процеси структуроутворення відбуваються по-різному.

Ділянка 910...885°C. При нагріві та витримці утворюється рівноважна структура гомогенізованого аустеніту. Після деформації в γ -області утворюється розвинена мережа полігональних малокутових границь. Полігонізація супроводжується коалесценцією субзерен і формуванням деякої кількості великокутових границь. Після ПРО в мінеральному маслі ($V_{\text{охол}} \approx 25^\circ\text{C}/\text{c}$) в кінцевій структурі переважає голчастий ферит, тобто безкарбідний верхній бейніт, а також невелика кількість дрібних зерен надлишкового фериту (розмірами ≈ 2 мкм), утвореного внаслідок відносно помірної швидкості охолодження. Бейнітні пакети більш темного відтінку розташовуються в ліквацийних ділянках, збагачених марганцем і мікролегуючими добавками (рис. 5, а, б).

Ділянка 885...860°C. У цьому інтервалі з аустеніту виділяється певна кількість надлишкового фериту, розміри зерен якого перевищують 10 мкм, тобто, порівняні з шириною рейок бейніту, хоча об'ємна доля останнього значно більша (до 60 %). Збільшується концентрація вуглецю в γ -фазі і, відповідно, зростає кількість утвореного з неї бейніту, з чим пов'язано потемніння бейнітних рейок (рис. 5, б, в).

Ділянка 835...810°C. Зниження температури МКІ призводить, з одного боку, до збільшення частки гарячедеформованого фериту, а з іншого, – до зниження кількості пакетних структур (рис. 5, г, д). Безкарбідний ферит майже не утворюється, оскільки концентрація вуглецю в аустеніті складає $\approx 0,4$ %, тому збільшується кількість кристалів верхнього бейніту з карбідними частками по границях між рейками.

Ділянка 785...810°C. У структурі утворюється понад 60 % дрібних (до 10 мкм) деформованих зерен фериту, що містять у середньому по 150...300 субзерен, розмірами 1...5 мкм. Розміри полігонів трохи менші за утворювані при вищих температурах внаслідок прискорення дифузійних процесів (рис. 5, д, з). Бейнітна складова при охолодженні заповнює об'єми аустеніту, що залишився. Бейнітні пакети стають дрібнішими і розрізненими, внаслідок виділення численних кристалів надлишкового фериту та розділення бейнітних ділянок на дрібніші фрагменти. Це стримує зростання пакетів бейніту і вони залишаються в межах від 3 до 10 мкм.

Ділянка 760...735°C. Після охолодження в нижній області МКІ кількість полігонізованого фериту з розвиненою мережею субзеренних границь в структурі перевищує 70 %. Решта аустеніту з концентрацією більше 0,7 % С (але менше

0,8 % С) розпадається з утворенням нижнього бейніту з численними карбідами в ньому, що характерно для високоміцних структур.

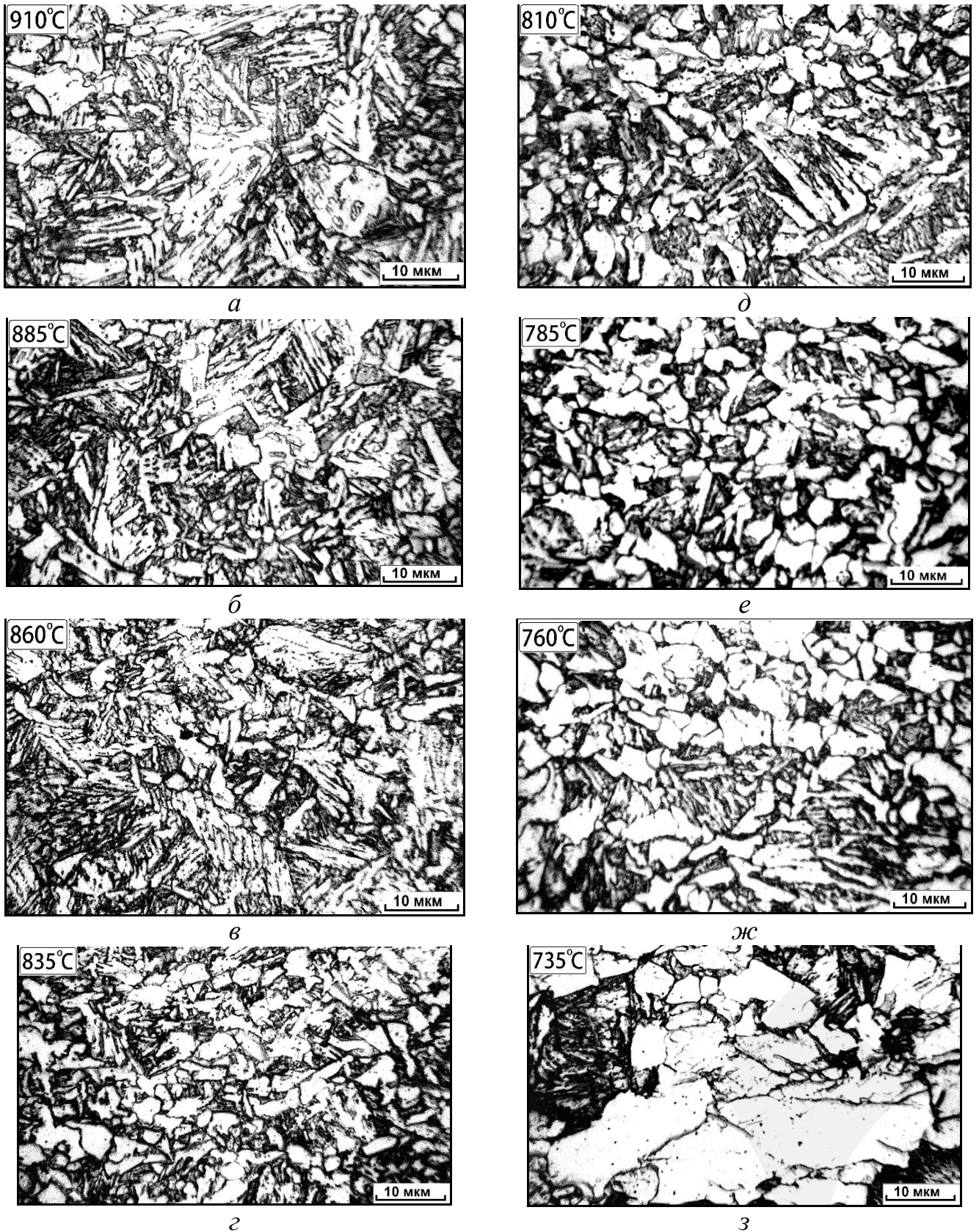


Рис. 5. Мікроструктури сталі 10Г2ФБ після деформації і ПРО від різних температур МКІ (°С): *a* – 910; *б* – 885; *в* – 860; *г* – 835; *д* – 810; *е* – 785; *жс* – 760; *з* – 735. Напрямок прокатки – горизонтальний.

На рисунку 6 наведено електронномікроскопічні знімки фольги сталі 10Г2ФБ після деформації в МКІ та подальшого прискореного охолодження. На них видно, як окремі дислокації (позначка **а**), так і скупчення дислокацій в полігональні стінки (позначка **б**).

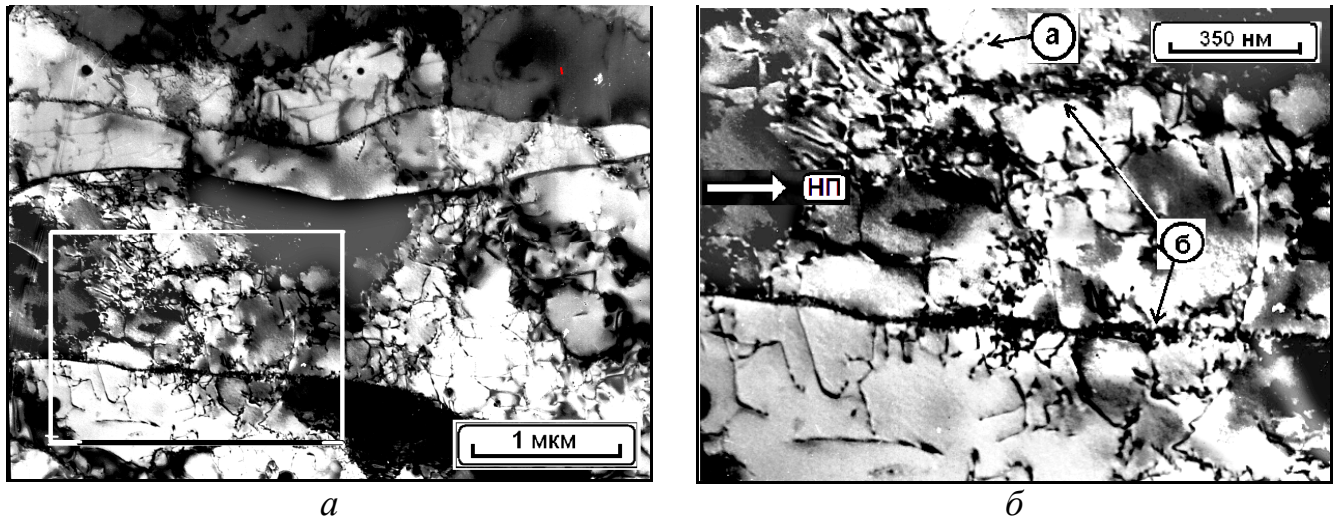


Рис. 6. Полігональна структура фериту після деформації сталі 10Г2ФБ при 760°C і ПРО: *а* – загальний вид; *б* – збільшена ділянка, показана прямокутною рамкою на рисунку *а*, де **а** – окрема дислокація; **б** – субграниці.

Таким чином, доведено, що одноразова деформація (45%), здійснена в лабораторних умовах і зафіксована прискореним охолодженням, є достатньою для утворення розвиненої мережі субзеренних границь, сформованих внаслідок процесів повернення і полігонізації.

Досліджено вплив формування різноманітних за морфологією і хімічним складом структур після деформації і ПРО прокату при різних температурах МКІ на його механічні властивості. Встановлено (рис. 7, табл. 5), що після деформації при температурах МКІ і прискореного охолодження тимчасовий опір розриву (σ_B) майже не змінився і знаходиться в діапазоні 770...790 Н/мм², оскільки він не є структурно чутливим показником. На σ_B більшою мірою впливає швидкість і величина прикладеного навантаження, а також форма і якість поверхні виробу. Тому однаковий ступінь деформації (45%) і зниження температури МКІ незначно впливають на тимчасовий опір. Однак границя плинності (σ_T) істотно залежить від структурних змін у сталі (рис. 7, *а*).

При температурах 910...860°C показники границі плинності підвищуються, оскільки в структурі переважає високодисперсний бейніт або голчастий ферит з домішками мартенситу. При зниженні температури деформації в МКІ (до 835...785°C) виділяється все більша кількість надлишкової α -фази, тому границя плинності дещо знижується. При температурах 760...735°C σ_T починає зростати, оскільки в доевтектоїдному фериті ($\approx 80\%$), що сформувався під час деформації, утворюється розвинена мережа полігональних границь, тобто діє дислокаційний (субзеренний) механізм зміцнення. Аналогічним чином наявність другої високовуглецевої складової – нижнього бейніту – сприяє підвищенню границі плинності.

Встановлено, що поведінка ударної в'язкості сталі 10Г2ФБ протилежна поведінці границі плинності (рис. 7, *б*). При від'ємних температурах (-40°C) залежність KCV^{40} від структури сталі явно виражена. При температурах верхньої

частини МКІ (910...860°C) ударна в'язкість нижча через наявність в структурі великої кількості бейніту і мартенситу та майже повної відсутності надлишкового фериту.

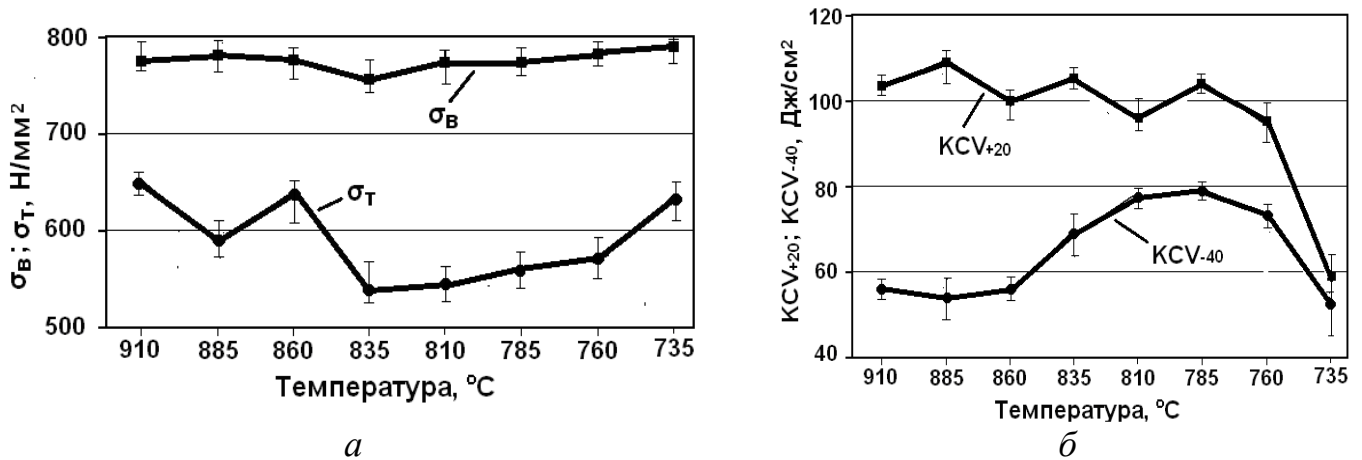


Рис. 7. Вплив температур деформації в МКІ і подальшого ПРО на характеристики міцності (а) і ударної в'язкості (б) сталі 10Г2ФБ.

Зниження температури і збільшення частки дрібних зерен фериту, сприяють зростанню ударної в'язкості (рис. 7, б, табл. 5). При цьому міцнісні показники залишаються на достатньо високому рівні (рис. 7, а), відповідно до механізму зернограничного зміцнення за Холлом-Петчем. Це єдиний механізм зміцнення, який не тільки підвищує границю плинності, а й знижує температуру в'язко-крихкого переходу сталі. У нижньому інтервалі МКІ ударна в'язкість також знижується через наявність нижнього бейніту зі спадково підвищеною концентрацією вуглецю (до 0,75 %). На показники твердості сталі (HRC) зміни температури деформації і співвідношення γ - α фаз в межах МКІ впливають незначно (табл. 5).

Таблиця 5

Результати механічних випробувань зразків сталі 10Г2ФБ після експериментальної обробки

№	t, °C	L ₀ , мм	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²	KCV ⁻⁴⁰ , кДж/м ²	HRC
1	910	25,0	649	774	15,5	66,25	103	56	21
2	885	25,0	591	782	16,0	65,5	109	54	23
3	860	25,0	640	777	15,75	64,0	100	56	24
4	835	25,0	539	755	15,75	61,5	105	69	22
5	810	25,0	543	772	16,75	61,5	92	78	21,5
6	785	25,0	539	772	16,5	61,5	104	79	23
7	760	25,0	572	784	17,25	59,5	96	73	18
8	735	25,0	631	790	14,25	47,5	59	53	20

Мікрорельєф поверхні руйнування на знімку, отриманому за допомогою растрової електронної мікроскопії (рис. 8), виявив волокнисту і чашкову будову, характерну для в'язкого типу руйнування. Злам матово-сірого відтінку має нерівну форму, представлену виступами і впадинами. Ці ознаки – наслідок значної пластичної деформації, яка відбулася перед руйнуванням.

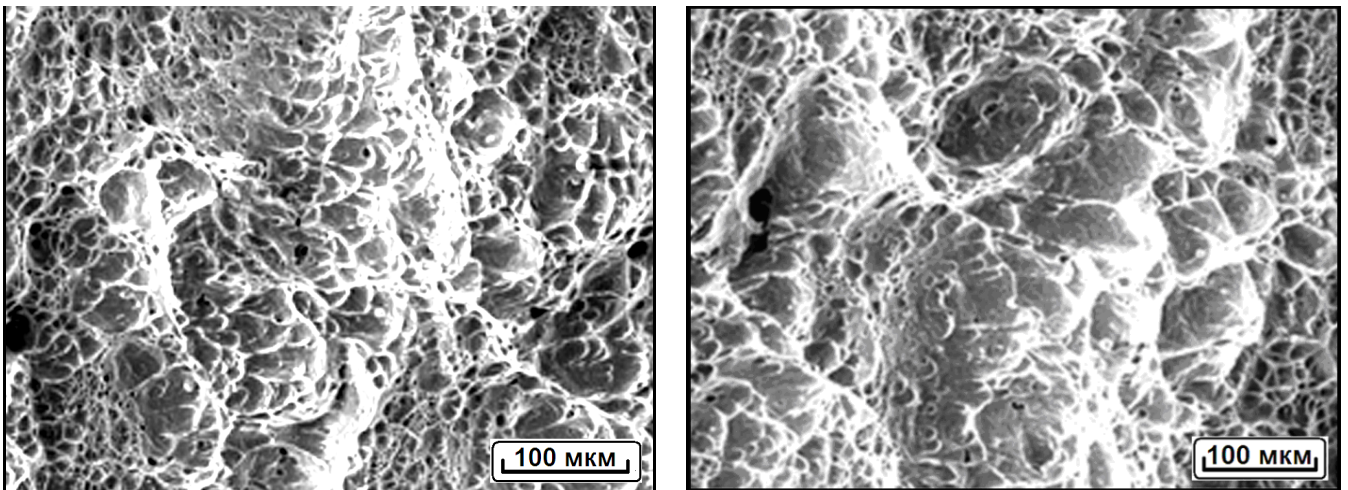


Рис. 8. Поверхня руйнування сталей 10Г2ФБ (а) і 09Г2С (б), РЕМ.

Проведений статистичний комп'ютерний аналіз даних відносних частот розподілу розмірів зерна фериту в сталі після деформації при різних температурах МКІ, показав лише загальну картину розподілу розмірів зерна фериту та не відображає наявності наддрібного зерна, розміром менше 1 мкм.

Після деформації і ПРО в кінцевій структурі максимальний розмір феритних зерен становить ≈ 8 мкм. Це свідчить про те, що пройшли процеси полігонізації і ступінь деформації була достатньою для утворення дрібнозернистої структури сталі. Отриманий розбіг значень величини зерна від 2,7 до 8 мкм показує, що визначення середнього розміру зерна за допомогою комп'ютерних розрахунків не повною мірою відображає зміни, які відбуваються в сталі при нагріванні в МКІ, деформації та подальшому ПРО.

На рисунку 9 представлено гістограми, дані яких отримано за допомогою персональних розрахунків. Вони показують наявність великої кількості наддрібних зерен фериту розміром до 1,5 мкм (№ 15). Це підтверджує наведені вище теоретичні передумови формування фериту, що повторно виділився на границях аустеніту після деформації, і фіксацію шляхом прискореного охолодження наддрібних його зерен. Полігон відносних частот показав два максимуми, тобто бімодальний розподіл зерен фериту, що свідчить про різні механізми їх утворення і неоднорідність розподілу вимірюваних величин. Підтверджено наявність двох типів феритних зерен із середнім розміром до 6 мкм і до 1,5 мкм. При охолодженні сталі до температур МКІ утворюється доєвтектоїдний ферит, розміри зерна якого в процесі витримки збільшуються до 6...8 мкм; при деформації, прискореному охолодженні і паузі між ними утворюється вторинний ферит.

Таким чином, отримані результати свідчать про можливість формування структури і властивостей прокату з низьковуглецевих сталей (10Г2ФБ і 09Г2С) шляхом зміни температури деформації в МКІ і подальшого прискореного регламентованого охолодження, тобто, вдосконалення технології контрольованої прокатки (КП + ПРО).

У заводських умовах при виготовленні листового прокату деформацію заготовки в чорновій клітці проводять у температурному інтервалі 980...1100°C в реверсивному періодичному режимі, при цьому є можливість коригування температури кінцевої деформації в чистовій клітці з метою підвищення ударної в'язкості прокату.

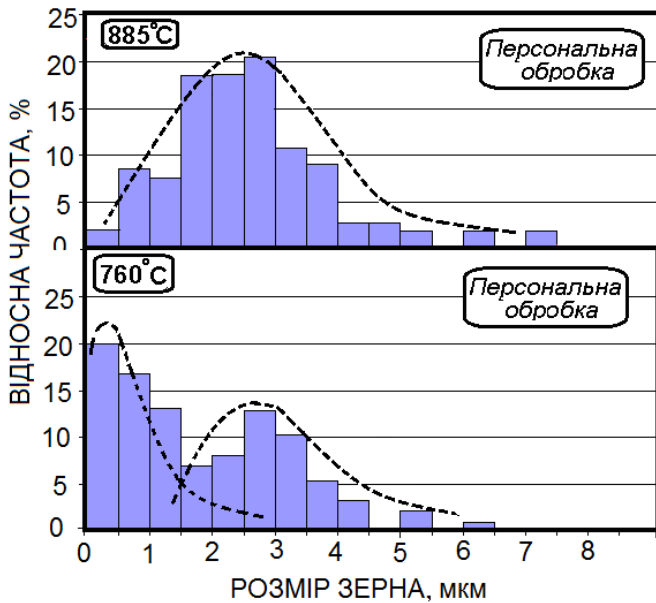


Рис. 9. Величина зерна фериту після деформації при температурах МКІ сталі 10Г2ФБ.

охолодження до $200 \pm 25^\circ\text{C}$ для фіксації дрібнозернистої фракції структури сталі, що забезпечує підвищення міцнісних і пластичних характеристик товстих листів порівняно з діючими на цей час режимами.

У п'ятому розділі наведено результати дослідження впливу температури нагріву в МКІ та тривалості витримки при температурній обробці (без деформації) на формування структури листів з низьковуглецевої сталі. Запропоновано режим температурної обробки, що дозволяє формувати структуру з наддрібною фракцією зерна фериту (0,5...1 мкм).

Застосування додаткових температурних обробок може бути обумовлено необхідністю підвищення недостатньо високих показників механічних властивостей товстолистого прокату (міцності або в'язкості) при випадкових відхиленнях від штатної технології. Збільшення товщини листа викликає утворення в його структурі перлітної смугастості, що призводить до анізотропії властивостей, особливо знижується в'язкість у Z-напрямку. Як вже відзначалося, одним із способів підвищення ударної в'язкості і зниження температури крихко-в'язкого переходу без зниження міцності низьковуглецевих сталей є подрібнення феритного зерна, яке може бути досягнуто застосуванням часткової перекристалізації з окремого нагріву до температур МКІ.

Зразки, вирізані з товстолистого прокату низьковуглецевих сталей, у лабораторних умовах піддавали обробці в γ - α області при температурах і витримках, представлених у таблиці 6. Було встановлено, що в залежності від режиму температурної обробки структурні перетворення в сталях 10Г2ФБ і 09Г2С розвиваються наступним чином.

При нагріванні сталі до температур МКІ в перлітних колоніях виникають зародки аустеніту, число і середні розміри яких близькі до розмірів й обсягу перлітних колоній. Оскільки в початковому стані (після гарячої прокатки) у зразках існувала неоднорідність структури (перлітна смугастість), то після нагріву в γ -

На підставі проведених досліджень показана можливість коригування режиму кінцевої деформації при контрольованій прокатці порівняно з діючою технологією та підвищення механічних властивостей прокату, з урахуванням того, що на кінцевій стадії прокатки найбільш перспективним являється температурний режим $785\text{...}810^\circ\text{C}$. **Запропоновано** для виготовлення товстих ($h \geq 35$ мм) листів **вдосконалений температурний режим** контрольованої прокатки з деформацією при найбільш ефективній температурі МКІ за схемою: чорнова прокатка при температурі 1100°C → зниження температури до $790 \pm 15^\circ\text{C}$ → деформація до необхідної товщини в чистовій кліті → прискорене

область перлітні колонії – смуги – перетворюються на аустенітні з дуже дрібним зерном, оскільки в кожній колонії виникають дрібні зародки аустеніту, тобто кристалографічні варіанти орієнтаційних співвідношень ферит – аустеніт. Саме вони визначають орієнтацію решітки, а кількість варіантів цих співвідношень – кількість i , відповідно, розміри майбутнього зерна аустеніту до моменту завершення перетворення перліт \rightarrow аустеніт. При зростанні температури вище критичної точки A_{c1} з подальшою витримкою зерна γ -фази, розташовані в оточенні колишніх колоній перлітної смуги, деякий час (≈ 30 хв.) залишаються дрібними, а частина аустенітних зерен, сусідніх з феритними, збільшуються в розмірах, але повільно, оскільки потрібен час для перерозподілу концентрації вуглецю між γ ($C \approx 0,6 \dots 0,5 \%$) і α ($C \approx 0,016 \%$) фазами. Природно, що, як кількість фериту, який перетворюється на аустеніт, так і об'ємне співвідношення γ - α фаз залежать від обраної температури нагріву, якщо вона буде досить довго залишатися незмінною для встановлення відносно стійкої рівноваги. Аналіз розрахунків, наведених у таблиці 7, виявив таку закономірність: з підвищенням температури нагріву в МКІ зростає кількість γ -фази і знижується кількість α -фази. Зі зростанням температури спостерігається зниження концентрації вуглецю в обох фазах.

Таблиця 6

Режими термічної обробки зразків сталей 09Г2С і 10Г2ФБ

Режим	Перший нагрів		Другий нагрів	
	t нагріву, °C	витримка, год.	t нагріву, °C	витримка, год.
1	770	1	–	–
2	810	2	–	–
3	950	1	790	1
4	950	1	790	0,5
5	950	1	–	–

При охолодженні розпад аустеніту з концентрацією вуглецю $C_{\gamma_{\text{МКІ}}}$ (табл. 7) починається з повторного виділення надлишкового фериту в тих аустенітних зернах, які безпосередньо перед початком охолодження мають пониженою концентрацію вуглецю $C'_{\text{МКІ}} \leq C_{\text{МКІ}}$. Границі аустеніту, які при нагріванні супроводжували реакцію $\alpha \rightarrow \gamma$, при охолодженні починають рухатися у зворотному напрямку, повертаючись, за наявності такої можливості, на початкові місця.

Таблиця 7

Розрахункові дані кількості фаз γ і α та концентрації вуглецю в них залежно від температури нагріву

t, °C	Сталь 09Г2С				Сталь 10Г2ФБ			
	V γ , %	C γ , %	V α , %	C α , %	V γ , %	C γ , %	V α , %	C α , %
950	100	0,09	–	–	100	0,10	–	–
810	21	0,38	79	0,013	24	0,38	76	0,013
790	17	0,52	83	0,014	20	0,45	80	0,015
770	14	0,6	86	0,016	16	0,54	84	0,016

Цей процес відбувається з великою швидкістю, оскільки при зниженні температури збільшується рушійна сила, що спричиняє розвиток $\gamma \rightarrow \alpha$ реакцію. Після закінчення відновлення фериту у порівняно дрібних зернах аустеніту

починається утворення нових дрібних зерен фериту, а потім і цементиту (при переході через критичну точку A_{r1}). Зміни структури в залежності від температури і витримки показано на рис. 10, а розподіл розмірів зерен фериту – на рис. 11.

Режим 1. Температура нагріву 770°C , витримка 1 година. При нагріві вище A_{c1} перліт перетворюється на аустеніт, концентрація вуглецю в якому становить менше 0,8%. З підвищенням температури до 770°C певна кількість фериту (з концентрацією 0,002% C) перетворюється на аустеніт, при цьому значна частина фериту не бере участі в $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ фазовій перекристалізації. В результаті підвищення температури концентрація вуглецю в γ -фазі знижується з 0,75% до $\approx 0,6\%$, а в α -фазі – підвищується від 0,002% до $\approx 0,016\%$ (табл. 7). При подальшому охолодженні на повітрі відбувається зворотний процес – розпад сформованого в МКІ аустеніту на ферит і цементит. Між смуг фериту, що утворився при температурах нижче A_{c1} і кількість якого збільшилася при витримці в МКІ (з розміром зерна до 12 мкм) утворюється суміш цементиту і наддрібних зерен фериту (розмірами до 1 мкм) у кількості близько 15% (рис. 10, а і 11).

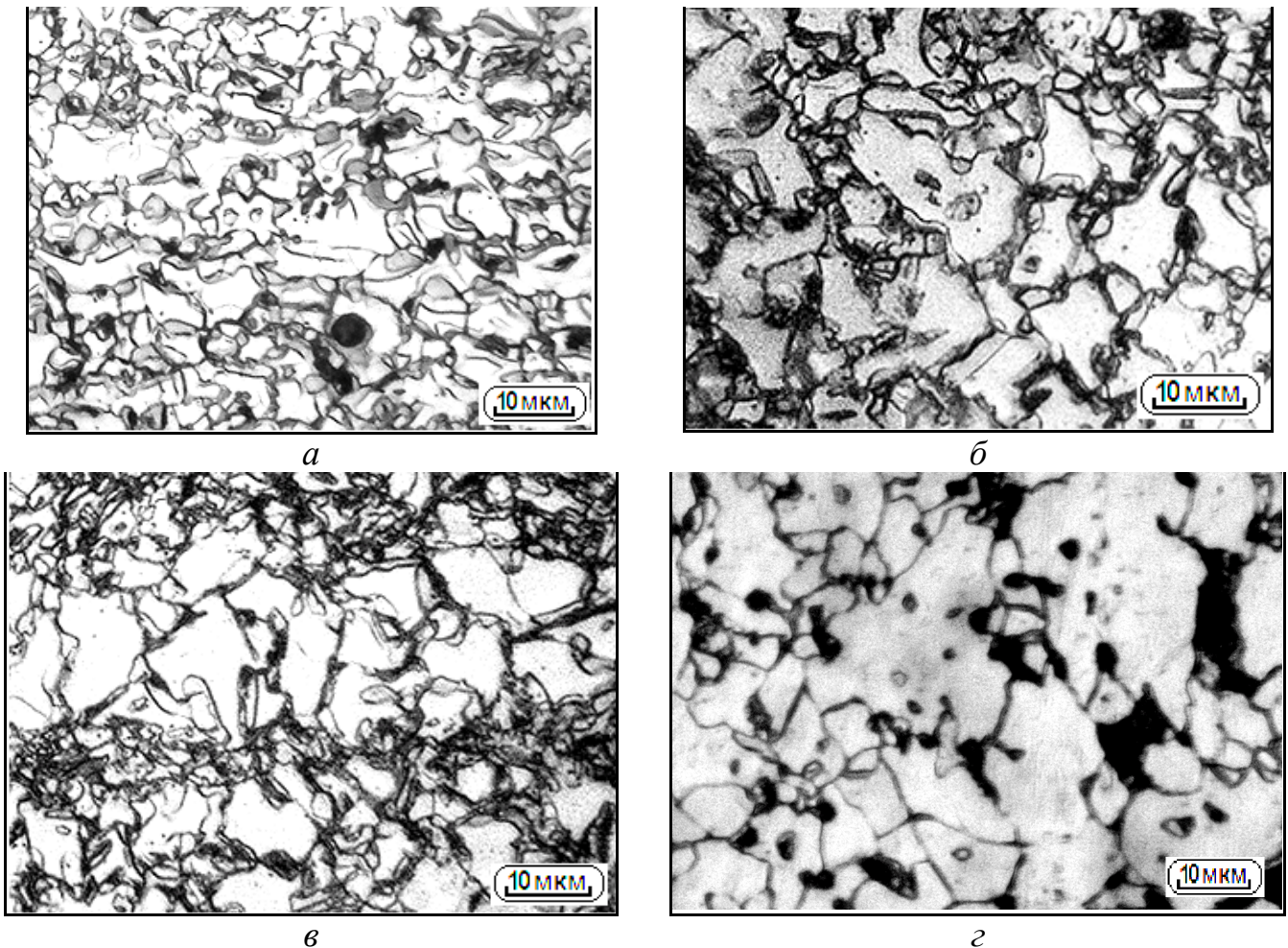


Рис. 10. Мікроструктура сталі 09Г2С після нагріву в МКІ і

повільного охолодження за режимами: а – 770°C , 1 год.; б – 810°C , 2 год.;
в – 950°C , 1 год. + 790°C , 0,5 год.; г – 950°C , 1 год.

Режим 2. Температура нагріву 810°C , витримка 2 години. При підвищенні температури нагріву до 810°C і витримці 2 години збільшується кількість аустеніту в результаті перетворення додаткової частини α -фази в γ -фазу; при цьому

знижується концентрація вуглецю – у фериті до $\approx 0,013\%$, а в аустеніті – до $\approx 0,38\%$. Підвищення температури нагріву в МКІ і збільшення витримки вносить зміни у кінцеву структуру сталі – кількість дрібних зерен фериту (розміром до 2,5 мкм) зменшується приблизно на 10%. Оскільки при температурі 810°C кількість утвореного повторно фериту менша, ніж при температурі 770°C (режим 1) і витримка триваліша, зерна α -фази мають великі дифузійну і концентраційну можливості зростання до розмірів 3...6 мкм. Далі відбувається дифузія вуглецю і марганцю на границі і в аустенітні ділянки (між зернами фериту), де утворюється перліт у вигляді дрібних колоній або навіть окремих частинок цементиту. Після двогодинної витримки практично усувається текстура прокатки і знижується ліквідаційна неоднорідність сталі (рис. 10, б).

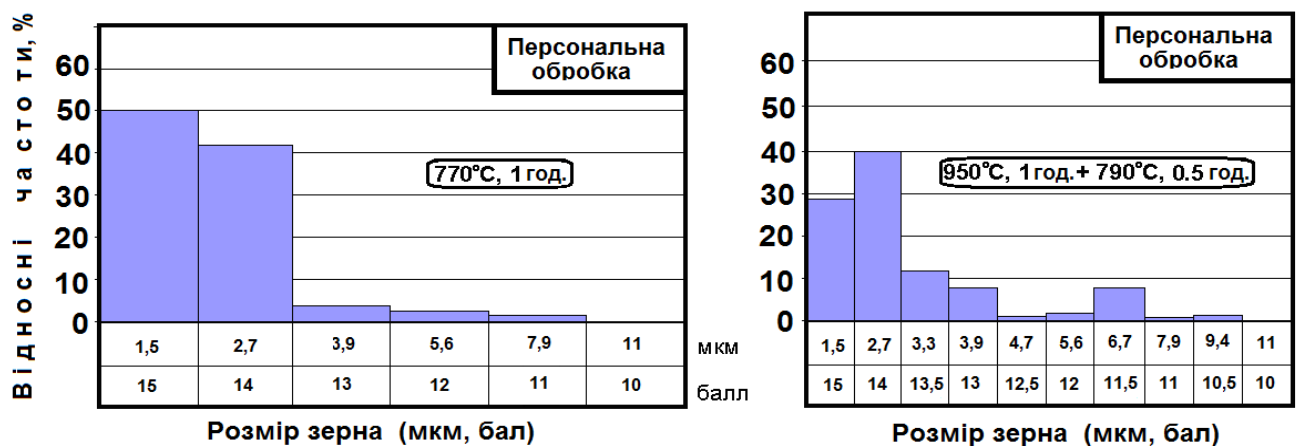


Рис. 11. Гістограми розподілу розміру зерна фериту в сталі 09Г2С після обробки при різних температурах МКІ.

При нагріванні вище критичної температури A_{c3} в γ -області вирівнюється концентрація вуглецю не тільки в об'ємі всієї аустенітної фази, а й у межах кожного зерна. В результаті утворюється рівноважна зеренна структура аустеніту.

При охолодженні до МКІ ($t_{\text{МКІ}}$) аустеніт частково розпадається з утворенням фериту, кількість якого залежить від температури, при цьому γ -фаза збагачується вуглецем до концентрації $C_{\gamma_{\text{МКІ}}}$ (табл. 7). Чим нижча температура нагріву в МКІ, тим більша кількість утворених зерен фериту.

Режим 3. Поетапна обробка за схемою: нагрів до 950°C, витримка 1 година; зниження температури до 790°C, витримка 1 год. Нагрів сталі до температур вище A_{c3} (950°C) призводить до утворення аустеніту з вмістом $\approx 0,09\%$ С, а витримка при цій температурі – до збільшення кількості аустенітних зерен, що впливає на формування розміру зерна фериту при подальшому зниженні температури до МКІ. Після витримки в γ - α області збільшується кількість феритних зерен розмірами 7...11 мкм і знижується (до $\approx 20\%$) кількість наддрібних зерен.

Режим 4. Поетапна обробка, яка відрізняється від режиму 3 зменшенням до 30 хв. витримки при температурі 790°C. При цьому збільшується кількість наддрібних зерен фериту, зародженого повторно в процесі витримки в МКІ та охолодження (в середньому до 35%) і збільшується максимальний розмір феритного зерна (до ≈ 14 мкм) в структурі сталі порівняно з одноразовою обробкою в γ - α області.

Режим 5. Нагрів при 950°C, витримка 1 година. Формується структура аустеніту, який при охолодженні розпадається на ферит і цементит. Оскільки зародження фериту починається на границях більш крупних зерен аустеніту

(порівняно з аустенітом у МКІТ), то і їх розмір більший і складає 15...25 мкм (рис. 10, з). Цементит, що зароджується в останніх дрібних розрізаних порціях аустеніту (пересиченого вуглецем), не формує «регулярних» колоній перліту через відсутність достатнього простору.

Після температурної обробки в МКІТ за різними режимами з наступним повільним охолодженням у структурі сталі спостерігається бімодальний розподіл розмірів зерна фериту (рис. 10). Наявність наддрібних зерен фериту розмірами 1...3 мкм і більших – до 15 мкм підтверджується гістограмами (рис. 11).

ВИСНОВКИ

У дисертації виконано теоретичне узагальнення та запропоновано нові рішення науково-практичної задачі, які полягають у розвитку досвіду про вплив параметрів контрольованої прокатки, зокрема, у міжкритичному інтервалі температур, на формування структури і властивостей товстолистового прокату з низьковуглецевих сталей 09Г2С і 10Г2ФБ та розробці вдосконаленої технології контрольованої прокатки, що забезпечує підвищення механічних властивостей прокату. На підставі проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблено наступні наукові та практичні висновки:

1. **Проведено** в лабораторних умовах експериментальну прокатку сталей 10Г2ФБ і 09Г2С, яка моделює процес виготовлення листа за схемою двоклітьової контрольованої прокатки, де МКІТ був розділений на вісім ділянок. На зразках, згрупованих за температурними ділянками, з застосуванням методів світлової й електронної мікроскопії визначено: загальну структуру; градацію зерен за розмірами; об'ємну долю фаз; механічні властивості на розтяг (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ_5), ударну в'язкість (KCV^{+20} , KCV^{-40}), твердість HRC.

2. **Доведено** шляхом визначення причинно-наслідкових зв'язків у ланцюжку температура – деформація – структура – властивості, що в МКІ існують температурні ділянки з найбільш сприятливим поєднанням структури і показників міцності та в'язкості. Для сталей типу 09Г2С і 10Г2ФБ високі міцнісні показники забезпечуються при веденні процесу кінцевої деформації у верхній і нижній частинах МКІ (при температурах 885...910°C і 730...760°C), а високі показники в'язкості – при 785...810°C.

3. **Визначено** теоретичним і експериментальним методами кількісні співвідношення фаз ферит – аустеніт при нагріванні низьковуглецевих сталей 10Г2ФБ, 09Г2С і 20 до температур інтервалу A_{c1} ... A_{c3} . Показано, що дійсна питома кількість утвореного при цьому аустеніту на 10...20 % менша, ніж розрахована на основі теоретичних міркувань. Отримані кількісні залежності можуть бути застосовані при розробленні та вдосконаленні технологічних процесів контрольованої прокатки.

4. **Розроблено** методику металографічного визначення (реставрації) розташування міжфазних γ - α границь зерен під час $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$ перекристалізації при нагрівах до температур МКІ. Вона дозволяє фіксувати положення міжфазних границь і проводити підрахунок відносної кількості фаз у структурі сталей; встановлювати фактичну температуру невідомих режимів температурних обробок.

5. **Виконано** порівняльну оцінку розмірів зерна фериту після різних температурних обробок прокату зі сталей 09Г2С і 10Г2ФБ за двома методиками – за ГОСТ 5639-82 і за програмою «Метал 1.0»; встановлено збіжність отриманих

результатів та відзначено недостатню точність результатів (до $\approx 1,5$ мкм) за програмою «Метал 1.0».

6. **Встановлено** бімодальний характер розподілу розмірів феритних зерен від температур нагрівання в МКІ та подальшого охолодження зі швидкістю не менше $10^\circ\text{C}/\text{с}$, який найбільш чітко проявляється при температурах $750\text{...}800^\circ\text{C}$: перший максимум становить $0,5\text{...}3,0$ мкм, другий – $5,0\text{...}8,0$ мкм. Це дозволяє керувати структурою сталей шляхом регулювання температури кінцевої деформації в міжкритичному інтервалі для отримання переважної кількості зерен дрібної фракції та впливати на механічні властивості готової продукції.

7. **Запропоновано** вдосконалений температурний режим контрольованої прокатки сталей 10Г2ФБ та 09Г2С на основі визначення найбільш ефективної температури МКІ за схемою: чорнова прокатка \rightarrow зниження температури до $790 \pm 15^\circ\text{C}$ \rightarrow деформація в чистовій кліті \rightarrow ПРО до $200 \pm 25^\circ\text{C}$, – для створення переважно дрібнозернистої фракції структури, що забезпечує підвищення міцнісних і пластичних характеристик листів підвищеної товщини порівняно з діючими на цей час режимами прокатки.

8. **Розроблено** режим нагріву і подальшого охолодження від температур МКІ для подрібнення зеренної структури і підвищення ударної в'язкості прокату та інших виробів із будівельних сталей 09Г2С і 10Г2ФБ, який може бути застосовано як додаткова обробка для усунення браку, пов'язаного з випадковими відхиленнями технологічних параметрів або для підвищення механічних властивостей виробів у відповідність з вимогам нормативних документів.

9. **Здійснено** випробування запропонованого температурно-деформаційного режиму контрольованої прокатки в промислових умовах ПрАТ «ММК ім. Ілліча», результати якого підтвердили отримані при експериментах у лабораторних умовах.

10. Отримані наукові та практичні результати дисертаційної роботи **впроваджено** в навчальний процес на кафедрі матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Ткач Т. В. Влияние нагрева в межкритический интервал температур на фазово-структурные превращения и механические свойства низкоуглеродистых сталей / Т. В. Ткач // Металлознавство та термічна обробка металів: науков. та інформ. журнал / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ: ПДАБА, 2016. – Вип. № 3 (74). – С. 47 – 53.
2. Ткач Т. В. Экспериментальное определение удельных объемов фаз в межкритическом интервале температур при термической обработке низкоуглеродистых сталей / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Т. В. Ткач, В. Д. Лаухин // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск: ПГАСА, 2015. – Вып. 80. – С. 71 – 78.
3. Ткач Т. В. Контролируемая прокатка строительных низкоуглеродистых сталей с охлаждением от температур межкритического интервала / Т. В. Ткач // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск: ПГАСА, 2013. – Вып. 67. – С. 333 – 338.
4. Ткач Т. В. Влияние деформации в межкритическом интервале температур при контролируемой прокатке с ускоренным регламентированным охлаждением на

конечную структуру и свойства толстолистового проката / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Т. В. Ткач // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури : зб. наук. пр. / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2016. – Вип. №1 (214). – С. 79 – 87 (РІНЦ).

5. Ткач Т. В. Повышение механических свойств строительной низкоуглеродистой стали 10Г2ФБ после деформации в межкритическом интервале температур и ускоренного охлаждения / Т. В. Ткач // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури : зб. наук. пр. / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2014. – Вип. №9 (198). – С. 43 – 47.

6. Пат. 99770, Україна, МПК В21В 45/02 (2006.1). Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту / Т. В. Ткач, В. І. Большаков, І. С. Федорова, С. В. Іванцов, О. В. Мурашкін, Д. В. Лаухін, Г. Д. Сухомлин, О. В. Бекетов, В. Д. Лаухін, Н. О. Ротт, О. В. Любимова-Зінченко; власник ДВНЗ ПДАБА. – № 2014 13687 ; заявл. 22.12.2014 ; опубл. 25.06. 2015, Бюл. № 12. – 2 с.

7. Пат. 99769, Україна, МПК В21В 45/02 (2006.1). Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі / О. В. Бекетов, В. Д. Лаухін, Н. О. Ротт, О. В. Мурашкін, О. В. Любимова-Зінченко, В. І. Большаков, Д. В. Лаухін, І. С. Федорова, Т. В. Ткач, Г. Д. Сухомлин; власник ДВНЗ ПДАБА. – № 2014 13685 ; заявл. 22.12.2014 ; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. – 2 с.

8. Ткач Т. В. Експериментальне визначення положень міжфазних γ - α границь при витримці в міжкритичному інтервалі температур низьковуглецевих сталей / Т. В. Ткач // Научная дискуссия: вопросы технических наук. Сб. ст. по материалам LIII междунар. заочной науч.-практ. конф. – Москва : Интернаука, 2016. – Вып. 12 (40). – С. 130 – 135.

9. Ткач Т. В. Формирование сверхмелкого зерна феррита в прокате из низкоуглеродистых сталей после нагрева, выдержки и медленного охлаждения от температур межкритического интервала / Т. В. Ткач // Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції «Теорія і практика розвитку сучасних наукових знань» / Міжнар. центр наук. дослід. – Київ : МЦНД, 2016. – Ч. 2. – С. 54 – 56.

10. Ткач Т. В. Влияние температуры деформации в межкритическом интервале с последующим ускоренным охлаждением на структуру и свойства проката из низкоуглеродистых сталей / Т. В. Ткач // XVIII Международная молодежная научно-практическая конференция «Человек и Космос» / Национальный центр аэрокосмического образования молодежи им. А. М. Макарова. – Днепропетровск: НЦАОМУ им. А. М. Макарова, 2016. – С. 308.

11. Ткач Т. В. Формирование структуры и свойств проката после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур / Т. В. Ткач // Актуальные проблемы современной науки: сб. тез. науч. трудов XV Междунар. науч.-практ. конф. (Москва – Астана – Харьков – Вена). – Международн. науч. центр, 2016. – С. 50 – 54.

АНОТАЦІЯ

Ткач Т. В. Формування структури та властивостей товстих листів з низьковуглецевих сталей після нагріву і деформації в міжкритичному інтервалі температур. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за

спеціальністю 05.02.01 – матеріалознавство. – Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2016.

Досліджено та вирішено науково-практичну задачу підвищення механічних властивостей товстолистового прокату з будівельних низьковуглецевих сталей марок 09Г2С і 10Г2ФБ шляхом вивчення процесів деформації, структуроутворення та формування механічних властивостей при температурах міжкритичного інтервалу з подальшим прискореним охолодженням. Встановлено температурні ділянки в міжкритичному інтервалі, які мають найбільш сприятливе поєднання показників міцності та в'язкості у верхній (885...910°C), а також у нижній частині МКІ (730...760°C). На основі отриманих результатів запропоновано удосконалений температурний режим для виготовлення товстих ($h \geq 35$ мм) листів за технологією контрольованої прокатки, який випробувано на підприємстві ПрАТ «ММК ім. Ілліча».

Розроблено методику металографічного визначення міжфазних γ - α границь зерен при $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$ перекристалізації в процесі нагріву низьковуглецевих низьколегованих сталей до температур МКІ.

Розроблено режим нагріву та охолодження від температур МКІ для подрібнення зерна фериту і підвищення ударної в'язкості прокату зі сталей марок 09Г2С і 10Г2ФБ.

Ключові слова: низьковуглецева сталь, товстолистовий прокат, міжкритичний інтервал температур, механічні властивості, наддрібне зерно фериту.

АННОТАЦИЯ

Ткач Т. В. Формирование структуры и свойств толстых листов из низкоуглеродистых сталей после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур. – На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 – материаловедение. – Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» Министерства образования и науки Украины, Днепр, 2016.

В работе определены количественные и качественные характеристики структуры и механических свойств строительных низкоуглеродистых сталей 10Г2ФБ и 09Г2С после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур и дальнейшего ускоренного регламентированного охлаждения.

Проведена экспериментальная прокатка, моделирующая процесс изготовления толстого листа по схеме двухклетевой контролируемой прокатки, где межкритический интервал ($A_{c1} \dots A_{c3}$) был разделен на восемь температурных областей шириной по 25°C. На образцах, сгруппированных по температурным областям, были исследованы методами световой микроскопии общая микроструктура и распределение зерен по размерам; объемное количество фаз; и методом просвечивающей электронной микроскопии – дислокационная и полигональная (субзеренная) структура сталей; определены механические свойства на растяжение (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ_5), ударную вязкость при температурах +20 и -40°C (KCV^{+20} , KCV^{-40}), твердость.

Разработана методика металлографического определения границ зерен «бывшего» аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей марок 10Г2ФБ, 09Г2С и 20 до температур $A_{c1} \dots A_{c3}$, которая позволяет выявлять положения «бывших»

межфазных границ феррит – аустенит, которые перемещаются во время фазовых переходов. Определены количественные соотношения фаз феррит – аустенит при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур интервала $A_{c1} \dots A_{c3}$. Показано, что действительное объемное количество образовавшегося при этом аустенита на 10...20 % меньше, чем рассчитанное на основании теоретических рассуждений. Полученные количественные зависимости, необходимы для теоретических исследований, а также разработки и усовершенствования технологических процессов. Методика может применяться при разработке и корректировки действующих технологических схем горячей прокатки, также при экспертных оценках технологических процессов, происходящих при нагреве и выдержки конструкционных низкоуглеродистых сталей в межкритическом интервале температур.

Проведена сравнительная оценка размеров зерна феррита после разных температурных обработок проката из низкоуглеродистых сталей 09Г2С и 10Г2ФБ по двум методиками – по ГОСТ 5639-82 и по программе «Метал 1.0»; установлена сходимость полученных результатов. Указана недостаточная точность результатов (до $\approx 1,5$ мкм) по программе «Метал 1.0».

По результатам экспериментальных исследований детально описаны структурно-фазовые превращения, происходящие при изменении температурных условий деформации в МКИ с последующим ускоренным регламентированным охлаждением, и сопоставлены с динамикой изменений механических свойств сталей 10Г2ФБ, 09Г2С.

Доказано путем установления количественных связей в цепочке температура – деформация – структура – свойства, что в межкритическом интервале существуют температурные участки с наиболее благоприятным сочетанием структуры и показателей прочности и вязкости. Для сталей типа 09Г2С и 10Г2ФБ высокие прочностные показатели обеспечиваются при ведении процесса конечной деформации в верхней и нижней частях МКИ ($885 \dots 910^\circ\text{C}$) и ($730 \dots 760^\circ\text{C}$), соответственно, а показатели ударной вязкости имеют максимум при $785 \dots 810^\circ\text{C}$.

Исследовано влияние температурных обработок (без деформации) по различным режимам нагревов в МКИТ на формирование структуры низкоуглеродистых низколегированных сталей 09Г2С и 10Г2ФБ. Установлено, что после нагрева указанных сталей в межкритическом интервале при температуре 770°C , выдержки 1 час и охлаждении на воздухе в их структуре образуется до 45 % сверхмелкого зерна феррита (от всего объема феррита в стали) размерами до 1 мкм. При таком нагреве получается структура, в которой мелкие разрозненные участки цементита (перлита) равномерно распределены между зерен феррита.

На основании полученных результатов предложен режим температурной обработки низкоуглеродистых низколегированных сталей марок 09Г2С и 10Г2ФБ: нагрев до температур МКИ $820 \dots 770^\circ\text{C}$, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе; позволяющий повысить механические свойства листов после контролируемой прокатки за счет формирования в структуре феррита со сверхмелким зерном и устранения перлитной полосчатости. Предложенный режим можно применять для тех случаев, когда необходимо исправление брака, полученного при случайных отклонениях технологических параметров прокатки, или добавочного повышения прочностных свойств крупногабаритных деталей, на основе экспериментальных исследований установлен и научно обоснован выбор температурной обработки в

МКИ, обеспечивающий благоприятное сочетание показателей прочности и вязкости проката.

Предложен для изготовления толстых ($h \geq 35$ мм) листов усовершенствованный температурный режим контролируемой прокатки, включающий ведение деформации при наиболее эффективной температуре межкритического интервала по схеме: черновая прокатка при температуре 1100°C → снижение температуры до $790 \pm 15^{\circ}\text{C}$ → деформация до требуемой толщины в чистовой клетке → ускоренное охлаждение до $200 \pm 25^{\circ}\text{C}$ для фиксации мелкозернистой фракции структуры стали, что обеспечивает повышение прочностных и пластических характеристик толстых листов. Режим был опробован в производственных условиях изготовления толстых листов на предприятии ЧАО «ММК им. Ильича» г. Мариуполь.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, толстолистовой прокат, межкритический интервал температур, механические свойства, сверхмелкое зерно феррита.

SUMMARY

Tkach T. V. The formation of the structure and properties of plate from low-carbon steels after heating and deformation in the intercritical interval temperature. - Manuscript.

Thesis is aimed for the degree of the Candidate of Technical Science on a speciality 05.02.01 – materials science. – State Higher Educational Establishment «Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture» of Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2016.

The scientific and practical problem was investigated and scrutinized of increasing the mechanical properties of plate from construction low-carbon microalloyed steels of type 09G2S and 10G2FB by studying the processes of deformation, structure formation and the formation of mechanical properties at the intercritical interval, followed by accelerated cooling. Temperature sections were established in the intercritical interval, in the upper part ($885...910^{\circ}\text{C}$), and also in the lower part of the ICI ($730...760^{\circ}\text{C}$). Based on the results suggested improved temperature regime was proposed for the production of plate ($h \geq 35$ mm) on the technology of controlling rolling, which tested at the plant PJSC «ММК Illyich».

The methodology was developed for metallographic determination of interphase γ - α grain boundaries is developed for $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$ recrystallization in the heating to temperatures of ICI.

The mode of heating and subsequent cooling from the MKI temperatures was developed for grinding the grain structure and increasing the toughness of rolled steel from construction steels 09G2S and 10G2FB.

Key words: low-carbon steel, plate, intercritical interval temperature, mechanical properties, superfine grains of ferrite.