

Міністерство освіти і науки України
Приазовський державний технічний університет

**СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ З ПРОЯВОМ
TRIP-ЕФЕКТУ**

Монографія

Луцьк
Вежа-Друк
2024

УДК 669.15-194.2:621.785.4](02)

C90

Рекомендовано вченою радою
Приазовського державного технічного університету
(протокол № 1 від 18 жовтня 2024 р.)

Робота над монографією та її видання фінансовано Міністерством освіти і науки України (НДР № 0120U102087, НДР № 0123U100374) та Національним Фондом дослідження України (грант № 2021.01/0189 «Нові матеріали із градієнтною наноструктурою для несучих конструкцій підвищеної надійності і безпеки людини в особливих умовах»)

Рецензенти:

Власовець В. М. – завідувач кафедри машинобудування Львівського національного університету природокористування, д-р техн. наук, професор;

Кулик В. В. – професор кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів Національного університету «Львівська політехніка», д-р техн. наук, професор;

Щетинін С. В. – професор кафедри зварювання та споріднених технологій ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», д-р техн. наук, професор.

Структура та механічні властивості низьколегованих сталей з проявом TRIP-ефекту : монографія / В. Г. Єфременко, В. І. Зурнаджи, О. В. Єфременко, В. Л. Грешта, М. М. Бриков, Ю. Г. Чабак. – Луцьк : Вежа-Друк, 2024. – 196 с.

ISBN 978-966-940-605-7

Монографія присвячена розробці технології термічної обробки низько легованих TRIP-assisted сталей з метою підвищення комплексу механічних та експлуатаційних властивостей. Експериментальні дані наведені у монографії наочно показують переваги застосування інноваційних методів термічної обробки над стандартними. Особливу увагу приділено взаємозв'язку мікроструктури сталі з рівнем її механічних та експлуатаційних властивостей. Монографія може представляти інтерес для наукових співробітників та інженерних працівників, що спеціалізуються в області металознавства та термічної обробки металів.

УДК 669.15-194.2:621.785.4](02)

© Василь Єфременко, Вадим Зурнаджи,
Олексій Єфременко, Віктор Грешта,
Михайло Бриков, Юлія Чабак, 2024
© Приазовський державний технічний
університет, 2024

ISBN 978-966-940-605-7

Зміст

	стор.
Вступ	5
1 Сучасні напрямки підвищення комплексу механічних властивостей економнолегованих конструкційних сталей	7
1.1 Розвиток концепції та сучасні напрямки розробки високоміцних сталей із TRIP ефектом	9
1.2 Сучасні тенденції в розробці високоміцних сталей третього покоління	17
1.2.1 Середньомарганцеві сталі із TRIP-ефектом	17
1.2.2 Нанобейнітні сталі	19
1.2.3 Технологія «Quenching and Partitioning» (Q&P)	22
2 Матеріали та методи досліджень	28
2.1 Матеріали досліджень	28
2.2 Методика досліджень	29
3 Дослідження механізму та кінетики фазово-структурних перетворень в низьколегованих TRIP-assisted сталях	32
3.1 Кінетика перерозподілу легувальних елементів підчас витримки у міжкритичному інтервалі температур	32
3.2 Визначення оптимальної температури гартування сталей 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ при Q&P-обробці	44
3.3 Кінетика перетворення переохолодженого аустеніту в сталях 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ та морфологія продуктів перетворення	54
4 Вплив параметрів термічної обробки на фазово-структурний стан та механічні властивості низьковуглецевих TRIP-assisted сталей	62
4.1 Вплив температури аустенітизації на структуру та механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ після термообробки за схемою «Austempering»	62
4.2 Мікроструктура та механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ в стані Q&P-термічної обробки	98
4.3 Вплив параметрів термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості низьковуглецевої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б	123
4.4 Вплив легувальних елементів на комплекс механічних властивостей та кінетику перетворення залишкового аустеніту низьковуглецевих TRIP-assisted сталей	141
4.5 Вплив термомеханічної обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ	155
5 Структурування та властивості високовуглецевої TRIP-assisted сталі при ізотермічній обробці	164
ВИСНОВКИ	178
Перелік посилань	180

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ ВИМІРЮВАННЯ, СКОРОЧЕНЬ

AHSS	Advanced High Strength Steel
ART	Austenite-Reverted-Transformation
CP	Complex Phase
CPE	Constrained Paraequilibrium
D&P	Deformed and Partitioned
DP	Dual Phase
HSLA	High Strength Low-Alloyed
HSS	High Strength Steel
L-IP	Lightweight Steels with Induced Plasticity
PSE	Product of Strength and Elongation
Q&P	Quenching and Partitioning
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning-Induced Plasticity
UHSS	Ultra High Strength Steel
A _{зал}	Залишковий аустеніт
ДМП	Деформаційне мартенситне перетворення
ЕДС	Енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія
ЗТВ	Зона термічного впливу
ІЗО	Ізотермічна витримка
ІН	Істинне напруження
МАС	Сталі с гомогенною структурою метастабільного аустеніту
МКІ	Міжкритичний інтервал
M _s	Температура початку мартенситного перетворення
M _f	Температура кінця мартенситного перетворення
ПА	Повна аустенітизація
ПОС	Припій олов'яно-свинцевий
СЕМ	Скануюча електронна мікроскопія
T _A	Температура аустенітизації
ТЕМ	Трансмісійна електронна мікроскопія
ШДЗ	Швидкість деформаційного зміцнення

ВСТУП

Завдання підвищення ефективності виробництва сучасних високоміцних сталей не втрачає своєї актуальності. Її вирішення передбачає економію енергетичних і сировинних ресурсів, у тому числі за рахунок оптимізації хімічного складу і технології термічної обробки сталевого прокату. В даний час в автомобілебудівній галузі чітко простежується тенденція зниження маси авто, в тому числі за рахунок зниження металоемності кузова. Це обумовлено прагненням провідних виробників автомобільної техніки до скорочення витрати палива, і, отже, зниження викидів вихлопних газів в атмосферу. Разом з тим, при зниженні маси автомобіля необхідно зберегти міцність і експлуатаційні характеристики на колишньому рівні, що реалізується використанням сучасних високоміцних сталей. На сьогодні розроблений і випробуваний ряд технологічних підходів, націлених на одержання в конструкційних низьколегованих сталях багатофазних структурних станів з підвищеною кількістю залишкового аустеніту, схильного до прояву TRIP-ефекту (Transformation Induced Plasticity – пластичність, наведена перетворенням). Такий аустеніт зазнає мартенситного перетворення при деформації (ДМП – деформаційне мартенситне перетворення), що призводить до значного підвищення межі міцності сталі за збереження її досить високого відносного подовження й ударної в'язкості (а іноді навіть й до зростання останніх двох показників). Розроблено та впроваджено у виробництво кілька типів низьколегованих сталей, в яких TRIP-ефект відіграє суттєву роль в отриманні високого комплексу механічних та технологічних властивостей. До них відносяться й так звані «TRIP-assisted», або «TRIP-aided» сталі (дослівно – «сталі, доповнені (підсилені)» TRIP-ефектом). Наразі постає завдання подальшого підвищення комплексу механічних властивостей TRIP-assisted сталей, в тому числі – за рахунок оптимізації їх хімічного складу та технології термічної та термомеханічної обробок. Це завдання певною мірою вирішується в даній роботі.

В монографії наведено результати досліджень, виконаних науковцями Державного вищого навчального закладу «Приазовський державний технічний університет» та Національного університету «Запорізька політехніка» в рамках наукових проєктів, фінансованих Міністерством освіти і науки України та Національним Фондом досліджень України. Ці проєкти спрямовані на розробку високоміцних економнолегованих сталей та технології їх термічної обробки для подальшого підвищення комплексу механічних та технологічних властивостей сталевого прокату.

В розділі 1 представлений огляд літературних джерел по питанням підвищення комплексу механічних властивостей низьколегованих сталей шляхом формування багатофазної структури, схильної для прояву TRIP ефекту. В розділі 2 описані використані методи досліджень та відповідне експериментальне обладнання. В розділі 3 представлено результати дослідження механізму та кінетики фазово-структурних перетворень в експериментальних низьковуглецевих TRIP-assisted сталях. Розділ 4 посвячений вивченню впливу параметрів термічної обробки на фазово-структурний стан та механічні властивості низьковуглецевих TRIP-assisted сталей. В розділі 5 розглядаються структуроутворення та формування механічних й трибологічних властивостей високовуглецевої TRIP-assisted сталі при ізотермічній обробці, включаючи структуроутворення у зварному з'єднанні.

Автори висловлюють вдячність рецензентам – доктору техн. наук, професору Власовцю В.М., доктору техн. наук, професору Кулику В.В. та д-ру техн. наук, професору Щетініну С. В. – за цінні зауваження щодо змісту книги.

Автори сподіваються, що результати досліджень, які наведено в монографії, можуть представляти інтерес для наукових співробітників та інженерних працівників, що спеціалізуються в області металознавства та термічної обробки металів, а також будуть корисними в навчальному процесі при підготовці студентів за спеціальністю «Матеріалознавство».

1 СУЧАСНІ НАПРЯМКИ ПІДВИЩЕННЯ КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Підвищення ефективності виробництва й використання сучасних високоміцних сталей не втрачає своєї актуальності, маючи на меті економію енергетичних і сировинних ресурсів, зниження шкідливих викидів та забруднення навколишнього середовища. Найбільш вживаним продуктом підприємств чорної металургії є прокат з низьколегованих конструкційних сталей, який використовується для виготовлення зварних конструкцій у цивільному, промисловому та інфраструктурному будівництві. Також важливим споживачем сталевих прокатів є машинобудівна, зокрема автомобільна, галузь промисловості.

Високоміцні сталі, що використовуються в автомобілебудуванні, поділяють на два класи міцності: високоміцні з мінімальною межею плинності 210 - 550 МПа (HSS – High Strength Steel), і особливо високоміцні сталі – з межею плинності понад 550 МПа (AHSS – Advanced High Strength Steel) [1]. Коли межа міцності AHSS сталей перевищує 780 МПа, їх додатково позначають як UHSS (Ultra High Strength Steel), а якщо понад 1000 МПа – то, як GigaPascal Steel. Комплекс властивостей AHSS, як правило, характеризується параметром PSE (Product of Strength and Elongation), який знаходять перемноженням межі міцності та відносного подовження сталі.

На даний момент розроблено три покоління AHSS (рис. 1.1). Перше включає в себе двофазні сталі (Dual Phase – DP), комплекснофазні сталі (Complex Phase – CP), високоміцні низьколеговані сталі (High Strength Low-Alloyed – HSLA), мартенситні сталі, а також низьколеговані «TRIP-assisted» сталі, в яких для підвищення властивостей використовується TRIP-ефект [2], [3]. В цілому, високоміцні сталі першого покоління характеризуються помірними механічними властивостями (PSE до 20 ГПа·%) за мінімального легування. AHSS-сталі другого покоління є високолегованими однофазними сталями аустенітного класу. Їх відрізняє високий комплекс механічних властивостей (PSE до 60 ГПа·%) з акцентом на підвищену пластичність (δ до 60-95 %) при міцності $\sigma_B = 600-1100$ МПа [4]. До сталей другого покоління відносять: TWIP-сталі (Twinning-Induced Plasticity – пластичність, наведена двійникуванням), L-IP сталі (Lightweight Steels with Induced Plasticity – «легкі» сталі з наведеною пластичністю) і корозійностійкі сталі з метастабільним аустенітом. У зв'язку з високим рівнем легування, а, отже, високою вартістю, дані сталі знаходять обмежене застосування.

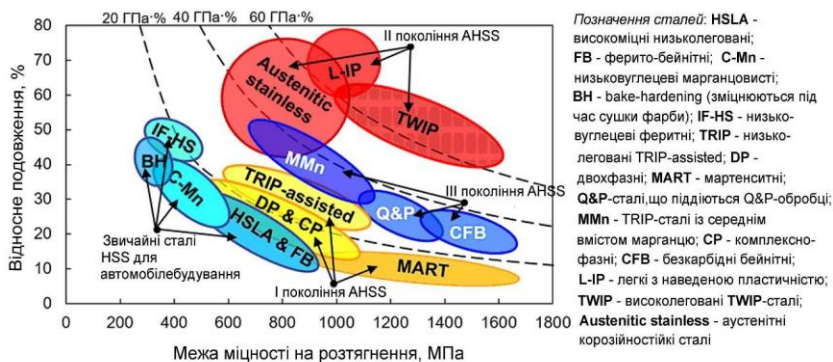


Рисунок 1.1 – Співвідношення «Міцність-Пластичність» для різних марок AHSS сталей, що використовуються для автомобілебудування [5]

Сталі третього покоління орієнтовані на заповнення розриву між першим та другим поколіннями, тобто вони повинні мати властивості вищі за сталі першого покоління (цільовий $PSE \sim 40 \text{ ГПа}\cdot\%$), при собівартості, нижчій за сталі другого покоління. На даний момент основні тенденції в розробці AHSS третього покоління полягають в пошуку технологічних рішень, націлених на отримання (за низького рівня легування) багатофазних структурних станів з підвищеною кількістю залишкового аустеніту, схильного до прояву TRIP-ефекту. Такий аустеніт зазнає мартенситного перетворення при деформації, що призводить до значного зростання міцності. Відомо, що в сплавах на основі заліза ДМП може реалізовуватися за різними схемами: $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \varepsilon$, $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, де γ – аустеніт, ε та α' – мартенсит деформації, що має ГПУ або ОЦК (ОЦТ) решітку, відповідно [6]. Зародки мартенситу деформації виникають в місцях скупчення дефектів кристалічної будови, тому вони знаходяться в структурі у дисперсному вигляді й ефективно блокують ковзання дислокацій, забезпечуючи відчутне зміцнення металу при його пластичному деформуванні. Дуже важливим є те, що в процесі перетворення сталь проявляє підвищену пластичність, а саме аномально зростає подовження зразків завдяки ефекту «gunning neck» («шийки, що біжить»). Оскільки формування шийки супроводжується більш інтенсивною деформацією певної ділянки зразка відносно інших ділянок, то це приводить до її більшого ДМП-змінення. В результаті утворення шийки в даному місці припиняється і переміщується в інше, менш міцне місце зразку, яке потім також зміцнюється внаслідок ДМП, і так далі. В результаті рівномірної деформації охоплює всю довжину зразка, тобто зразок деформується до моменту утворення шийки значно більшою мірою, аніж у сталях

без TRIP-ефекту. На ДМП та TRIP-ефект витрачається частина зовнішньої енергії, що передається матеріалу через деформацію, таким чином менше енергії припадає саме на процес руйнування. По суті, TRIP-ефект є ефективним механізмом дисипації енергії та адаптації матеріалу для зміни зовнішніх умов в напрямку зменшення їх негативного впливу, що відповідає принципу Ле-Шательє-Брауна. Таким чином, ДМП та TRIP-ефект можна розглядати як приховані резерви металу, які дозволяють досягати підвищеного рівня властивостей за меншого рівня легування.

До сталей третього покоління відносять сталі із безкарбідним нанобейнітом [7], TRIP-сталі із середнім вмістом марганцю [8] та Q&P сталі (тобто сталі, що піддають термічній обробці за схемою «Quenching-and-Partitioning» [9]. У вітчизняній літературі в недостатній мірі висвітлено сучасний стан питання щодо напрямків дослідження і розробки конструкційних сталей з TRIP-ефектом, тому аналіз цього питання становить певний інтерес.

1.1 Розвиток концепції та сучасні напрямки розробки високоміцних сталей із TRIP ефектом

Перші відомості про TRIP-ефект відносяться до першої половини минулого століття, починаючи із робіт Sheil по вивченню мартенситного перетворення, яке відбувається в Fe-Ni сталях під дією напружень (1932 г.). У 1933 році Wassermann вперше описав кристалографію $\gamma \rightarrow \alpha$ зсувного перетворення в нікелевій сталі при деформації розтягненням (1933 г.). Основи сучасних уявлень про TRIP-ефект і його практичне використання для підвищення механічних властивостей сталей були закладені в 1950-60-х роках роботами колективу під керівництвом Богачева [10], а також дослідженнями Patel, Cohen, Houdremont, Krisement, Lihl та багатьох інших вчених. Згодом ці дослідження були продовжені і розвинені в роботах Zackay, Parker, Малінова, Філіппова, Попова, Matsunaga, Чейляха, Sugimoto, White, Sakuma та інших авторів [11], [12]. На перших етапах вивчення деформаційного мартенситного перетворення розвивалися в напрямку розробки однофазних γ -сталей, в яких метастабільний аустеніт отримували за рахунок введення значної кількості легуючих елементів (Ni, Mn, Cr, Mo). Більш перспективним напрямком стало створення безнікелевих МАС (метастабільний аустеніт) сталей систем легування Fe-C-Mn, Fe-C-Mn-Cr, Fe-C-Mn-Cr-N, що дозволило отримати TRIP-ефект при знижених витратах на легування. Залежно від хімічного складу опір міцності безнікелевих МАС-сталей варіюється в межах 600 - 1750 МПа, при цьому відносне подовження сягає 50 % [13]. Універсальність та перспективність TRIP-концепції МАС-сталей була

підтверджена багатьма дослідженнями вітчизняних і зарубіжних вчених, що переконливо довели високу ефективність метастабільного аустеніту в підвищенні не тільки механічних і технологічних властивостей, але й експлуатаційної довговічності сталевих і чавунних виробів, що працюють в умовах кавітації, тертя, абразивного та ударно-абразивного зношування [14]-[20]. Втім, широке впровадження МАС-сталей обмежується їх високою вартістю.

У 1980-х роках Matsumura з колегами (Nippon Steel Corporation), з метою подальшого здешевлення металопродукції при збереженні максимально високого комплексу механічних властивостей, виконали ряд базових досліджень в напрямку розробки технології виробництва сталевого прокату із дешевих сталей з підвищеною кількістю залишкового аустеніту, схильного до ДМП [21]. В результаті була запропонована і розвинена концепція отримання низьколегованих сталей з багатофазною структурою, в яких TRIP-ефект використовується лише як один з механізмів зміцнення. Для позначення сталей цього класу був введений термін «TRIP-assisted» (або «TRIP-aided») [22],[23]. Вміст аустеніту в TRIP-assisted сталях обмежується 5-15 % [23], що, тем не менш, дозволяє отримувати в них підвищений комплекс властивостей, недосягний в сталях з подібним низьким рівнем легування. Класичний хімічний склад TRIP-assisted сталей становить 0,10-0,20 % C; 1-2 % Si (або Al); 1-2 % Mn [24]. Низький вміст вуглецю в даних сталях зумовлений необхідністю забезпечення їх задовільних зварюваності та здатності то глибокого витягування при штампуванні [24]. Оскільки за такого вмісту вуглецю і марганцю отримання залишкового аустеніту в сталях при охолодженні є практично неможливим, були запропоновані ряд технологічних підходів, які забезпечують підвищення вмісту вуглецю в аустеніті для його хімічної стабілізації до $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. До таких підходів відносяться: (а) витримка в міжкритичному інтервалі (МКІ) температур для перерозподілу вуглецю та марганцю з фериту до аустеніту та (б) витримка в бейнітному інтервалі температур (витиснення вуглецю до аустеніту при зростанні пластин бейнітного фериту). Класична термічна обробка TRIP-assisted сталі поєднує ці обидва підходи; вона складається із міжкритичного відпалу (Intercritical Annealing) та ізотермічної витримки при температурі утворення нижнього бейніту, що в комплексі має назву «аустемперінг» («Austempering»). Після такої термічної обробки сталь має багатофазну структуру, яка складається із полідрічного фериту (до 50 %), безкарбідного бейніту та залишкового аустеніту (до 15 %). TRIP-assisted сталі входять до групи високоміцних AHSS сталей першого покоління [24], і в даний час широко використовуються в автомобілебудуванні.

Концепція низьколегованих TRIP-сталей отримала потужний розвиток наприкінці 1980-х – на початку 1990-х років у зв'язку з потребою автопрому західних країн в листовій сталі з підвищеною міцністю та здатністю до штампування. Ця потреба була зумовлена прийнятим світовими лідерами автопрому напрямком на кардинальне зниження ваги автомобілю і витрат пального, викликаним масштабною нафтовою кризою того часу. Перевагою TRIP-assisted сталей є поєднання високої міцності і задовільної пластичності, що досягається наявністю підвищеної кількості залишкового аустеніту і оптимальним ступенем його стабільності до деформаційного мартенситного перетворення. Низьке відношення σ_T/σ_B (0,5-0,6) забезпечує цим сталям задовільну здатність до глибокої витяжки при штамповці, а підвищена здатність до зміцнення при деформації – високу міцність в готовому виробі, що дозволяє знизити товщину листа, полегшуючи вагу автомобіля.

Ключовим моментом в формуванні кінцевої структури TRIP-assisted сталей є отримання саме безкарбідного бейніту, оскільки наявність цементитних включень може приводити до концентрації напружень та полегшувати зародження і розвиток тріщин. Крім того, формування карбідів в ході бейнітного перетворення призводить до збіднення аустеніту вуглецем, що запобігає хімічній стабілізації γ -фази та зменшує кількість залишкового аустеніту. Для отримання такої структури усі низьколеговані сталі із TRIP-ефектом легують кремнієм або (та) алюмінієм загальною кількістю 1-2 % [25]-[28]. Кремній та алюміній пригнічують виділення цементиту з аустеніту на стадії бейнітного перетворення, що дозволяє збагатити вуглецем аустеніт і підвищити його вміст в структурі сталі по завершенню аустемперінгу. Здатність Si та Al гальмувати виділення цементиту пояснюється їх надзвичайно низькою розчинністю в карбідах, що призводить до накопичення вказаних елементів на границі «карбід/матриця», яке різко знижує дифузію вуглецю [29]. Крім того, кремній значно підвищує коефіцієнт активності вуглецю в γ Fe- та α Fe-фазах, а також знижує розчинність вуглецю в фериті. При температурах бейнітної витримки кремній має низьку здатність до дифузії на далекій відстані [29], отже, він буде накопичуватися навколо зародка цементиту, що критично підвищить активність вуглецю (тобто, збільшить вільну енергію системи) та зробить утворення карбіду енергетично не вигідним [30]; до того ж, накопичення кремнію перешкоджатиме дифузії вуглецю до цементитного зародка. Гальмування утворення цементиту при бейнітному перетворенні під впливом кремнію та алюмінію описано в працях Курдюмова [31], Bhadeshia [30], Caballero [29] та інших.

Істотним недоліком легування кремнієм є формування щільного шару марганце-кремнієвих оксидів, які «вкатується» в поверхню металу під час гарячої прокатки [32]. Окисні плівки, що формуються при вмісті кремнію понад 0,5 %, перешкоджають нанесенню антикорозійного покриття під час гарячого цинкування і, як наслідок, викликають появу на поверхні листа оголених ділянок [33], [34]. Для вирішення цієї проблеми кремній пропонують замінювати алюмінієм. Алюміній так само як і кремній не розчиняється у цементиті і є сильним стабілізатором фериту, збільшує час утворення карбідів і знижує термодинамічну стабільність цементиту [35]. Крім того, алюміній прискорює бейнітне перетворення [36]. На відміну від кремнію, алюміній не перешкоджає нанесенню гальванічних покриттів при вмісті до 1,5 % [37]. Легування сталі великою кількістю алюмінію сприяє більш сильному насиченню залишкового аустеніту вуглецем [32]. Недоліками використання алюмінію замість кремнію є зниження твердорозчинної компоненти зміцнення фериту [38], зменшення прогартуваності сталі і значне підвищення температури початку мартенситного перетворення [33].

Не менш важливим легуючим елементом в складі сучасних TRIP-assisted сталей є марганець. Його основна роль полягає в збільшенні прогартуваності і зростанні кількості залишкового аустеніту (завдяки зниженню температури початку мартенситного перетворення M_s) [39]. Втім, марганець має підвищену схильність до ліквації, а тому його високий вміст призводить до формування полосчастої структури і надмірної стабілізації залишкового аустеніту до ДМП в ліквідаційних полосах; тому кількість марганцю в TRIP-assisted сталях не перевищує 2,0-2,5 % [40]. Вміст марганцю понад 2 % також ускладнює нанесення цинкового покриття навіть за відсутності в сталі кремнію [38].

Після прокатки TRIP-assisted сталі піддають аустемперінгу, який проводять в два етапи (рис. 1.2). Перший полягає в нагріванні в міжкритичний інтервал температур (тобто, між точками A_{c1} і A_{c3}) для отримання аустеніто-феритної структури з приблизно рівною часткою фаз [35]. Під час витримки в МКІ вуглець дифундує із фериту до аустеніту, в результаті чого концентрація вуглецю в останньому підвищується до 0,3-0,4 % [29]. Наступний етап полягає в ізотермічній витримці при температурах бейнітного перетворення (300-500 °C) [39], яку можна поєднувати зі змотуванням в рулони. В ході перетворення кількість аустеніту суттєво зменшується, проте вміст вуглецю в решті аустеніту зростає до 1,0-1,5 % [39], що стабілізує його до подальшого перетворення при витримці або охолодженні [41]. Причиною збагачення аустеніту вуглецем є його низька розчинність в бейнітному фериті, внаслідок чого атоми вуглецю перерозподіляються (дифундують) із зростаючих плас-

тин бейнітного фериту до ділянок переохолодженого аустеніту. Пригнічення виділення цементиту з твердого розчину введенням кремнію та (або) алюмінію сприяє насиченню аустеніту вуглецем: при тривалих витримках в інтервалі 400-500 °С вміст вуглецю в залишковому аустеніті може досягати 1,5-2,0 % [39].

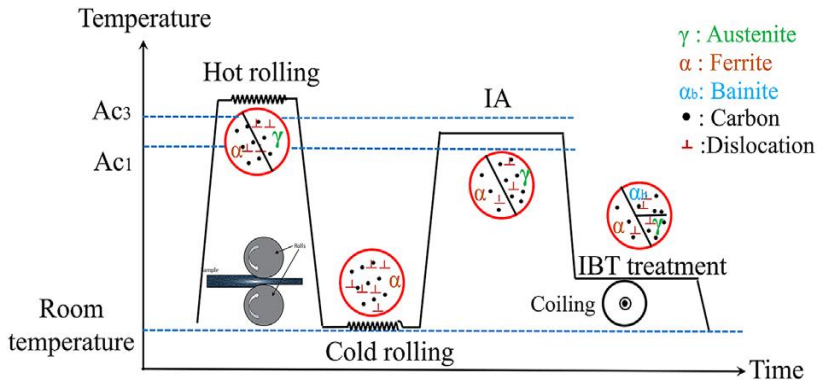


Рисунок 1.2 – Схема обробки TRIP-assisted сталей (IA – Intercritical Annealing, IBT – Isothermal bainitizing Treatment) [42]

Після зазначеної термічної обробки TRIP-assisted сталі мають структуру, що складається з 40-60 % фериту, 35 - 45 % безкарбідного бейніту і 5-15 % високовуглецевого залишкового аустеніту, що розташовується між пластинами бейнітного фериту (в структурі можлива присутність і невеликої кількості «свіжого» мартенситу, утвореного на стадії остаточного охолодження сталі після бейнітної витримки) [43] (рис. 1.3). У випадку мікрولةгування TRIP-assisted сталі сильними карбідоутворюючими елементами, в її структурі також присутні дисперсні спеціальні карбіди типу MC. Формування в TRIP-assisted сталі багатофазної структури «композитного» типу сприяє перерозподілу напружень між фазами через відмінності в їх міцності та пластичності, що позитивно впливає на поведінку сталі при деформації [44]. Така структура забезпечує досягнення межі міцності 850-1000 МПа при подовженні 20-30 % (значення *PSE* становлять 18-25 ГПа·%).

Технологію виготовлення тонколистової TRIP-assisted сталі впроваджено виробниками сталевого прокату. Зокрема, компанія «US Steel Corporation» випускає тонколистову сталь TBF 980 (TRIP Assisted Bainite-Ferrite) із наступними гарантованими властивостями (не нижче): $\sigma_b = 980$ МПа, $\sigma_{0.2} = 820$ МПа, $\delta = 14$ %. До переваг низьколегованих TRIP-assisted сталей можна віднести досить високий комплекс властивостей при низькій вартості, а також високі технологічні властивості, такі як

штампованість та зварюваність. Втім, наявність м'яких структурних складових (фериту і аустеніту) знижує межу плинності TRIP-assisted сталі, що звужує сферу її застосування. Додаткове підвищення межі плинності TRIP-assisted сталі забезпечують мікродобавками ніобію, ванадію і титану, що дозволяє формувати нанодисперсні включення карбідів та карбонітридів для дисперсійного зміцнення за механізмом Орована [45].

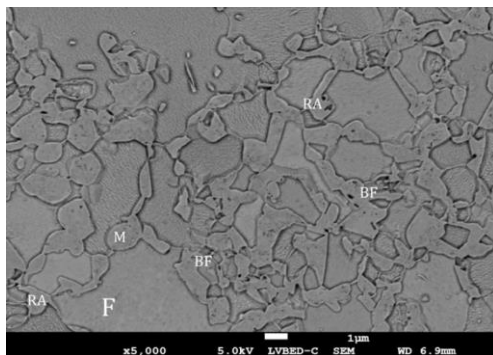


Рисунок 1.3 – Мікроструктура TRIP-assisted сталі після аустемперінгу із нагрівом в міжкритичний інтервал температур [46] (RA – залишковий аустеніт, BF – бейнітний ферит, F – ферит, М – мартенсит)

Як було вказано вище, класичні TRIP-assisted сталі мають мікроструктуру, що складається з аллотріоморфного фериту (тобто такого, що зароджується по межах аустенітних зерен), рейкового бейнітного фериту і залишкового аустеніту. У 2007 році Chatterjee і Bhadeshia запропонували концепцію δ -TRIP assisted сталей, в яких аллотріоморфний ферит замінено на δ -ферит, який кристалізується із рідкої фази [47]. δ -ферит є стабільним до перетворення при нагріванні до 900-1200 °C [48] і залишається в структурі сталі після термічної обробки [49]. Стабілізацію δ -фериту забезпечують легуванням, аналогічним класичній TRIP-assisted сталі, але за більш високого вмісту вуглецю (до 0,4 %) і алюмінію (2 - 4 %) [47], [50]. В литому стані δ -TRIP-assisted сталі мають структуру, що складається з дендритів δ -фериту і перліту (рис. 1.4) [48]. Така структура забезпечує досить високий (з урахуванням відносно низького вмісту легуючих елементів) комплекс механічних властивостей [49]-[51]. δ -TRIP сталь, що містить 0,36 % C, 1,96 % Mn, 0,73 % Si, 2,22 % Al, 0,022 % P, 0,52 % Cu, в литому стані має межу міцності 1000 МПа при подовженні 27 % [47], що дає можливість використанню цих сталей без термічної обробки.

Термічна обробка δ -TRIP-assisted сталей аналогічна класичним TRIP-assisted сталям. Після термообробки δ -TRIP-assisted сталь має структуру із дещо зменшеною, в порівнянні з литим станом, часткою δ -фериту; до неї також входять пластинчастий бейнітний ферит та залишковий аустеніт (рис. 1.5). Така структура забезпечує сталі, що містить 0,39 % C, 0,21 % Si, 0,51 % Mn, 3,84 % Al, межу міцності 661 МПа при подовженні 41 % [50]. Крім відносно високого рівня механічних властивостей, δ -TRIP сталі мають ряд переваг, які роблять їх перспективними для більш широкого промислового застосування. Йдеться, перш за все, про зниження питомої маси сталі, що є наслідком легування легким алюмінієм [52]. Додавання 3,5 % Al знижує питому масу на ≈ 5 % [52], що є особливо актуальним для автомобільної галузі для зниження маси деталей кузова (при збереженні їх міцності) з метою зменшення витрати палива і викидів шкідливих газів. Крім того, в δ -TRIP сталях при зварюванні в зоні термічного впливу неможливо отримати повністю мартенситну структуру, що позитивно позначається на зварюваності сталі і та на коробленні зварних конструкцій [50].

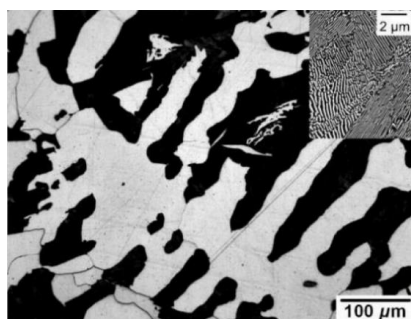


Рисунок 1.4 – Мікроструктура δ -TRIP сталі в литому стані [48]

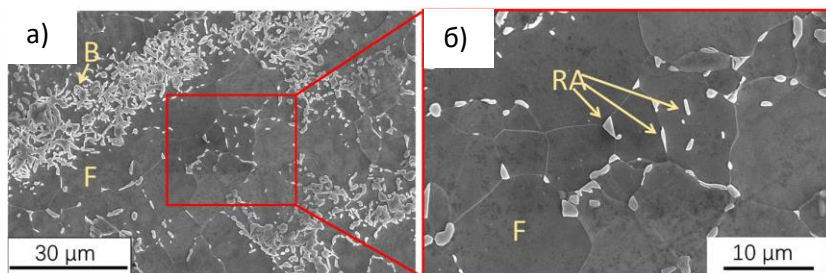


Рисунок 1.5 – СЕМ мікроструктура δ -TRIP сталі в термообробленому стані [53]

У 2009 році Raabe запропонував концепцію мартенситно-старіючих TRIP-сталей (Maraging-TRIP) [54], яка дозволяє поєднувати високу міцність сталі (забезпечується формуванням нанорозмірних інтерметалідних часток під час старіння мартенситу) з високою пластичністю за рахунок реалізації TRIP-ефекту [54], [55]. Комбінація цих ефектів забезпечується особливою системою легування. Як правило, в Maraging-TRIP сталях вміст вуглецю обмежується 0,01 % (подібно до класичних мартенситно-старіючих сталей); крім того, вони містять 9-15 % Mn, 1-3 % Mo і 1-2 % Ni [25], [55]. Термічна обробка Maraging-TRIP сталей на першому етапі передбачає отримання однорідної аустенітної структури (нагріванням до 1100 °C) з наступним гартуванням. Другий етап полягає в старінні мартенситу при 450-600 °C. Під час старіння відбувається виділення інтерметалідних фаз, а також «реверсія» мартенситу в аустеніт, при цьому зерна аустеніту утворюються та зростають на межі розділу «мартенсит/аустеніт» завдяки перерозподілу вуглецю і марганцю між α -та γ -фазами [55]. По завершенні термічної обробки мікроструктура сталі складається із зміцненого нанорозмірними інтерметалідами відпущеного мартенситу та ≈ 15 % залишкового аустеніту (рис. 1.6) [25], [56]. Така мікроструктура забезпечує в сталі межу міцності на рівні 1000-1500 МПа при подовженні 15-20 % [54], [55].

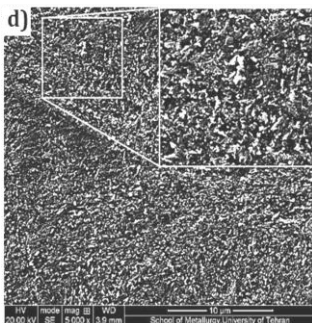


Рисунок 1.6 – Мікроструктура мартенситно-старіючої TRIP-сталі [57]

Незважаючи на комбінацію TRIP-ефекту і старіння мартенситу, а також використання більш дорогого легування, Maraging-TRIP концепція відчутно програє по комплексу механічних властивостей Q&P-сталям і сталям з нанобейнітом [58], [59]. Тим не менш, вона легше реалізується в промислових умовах при термічній обробці широкого спектру виробів, таким чином, може знайти промислове застосування в майбутньому.

З наведених вище даних випливає, що сучасні TRIP-assisted сталі характеризуються задовільним співвідношенням «вартість/комплекс властивостей», що робить їх перспективними для промислового використання в автомобілебудуванні і машинобудівній галузях промисловості. Напрямки подальшого дослідження цих сталей лежать в області адаптації TRIP-сталей до сучасних технологій металургійного виробництва і до специфічних умов експлуатації металовиробів.

1.2 Сучасні тенденції в розробці високоміцних сталей третього покоління

Розвиток різних сфер виробництва вимагає використання конструкційних матеріалів з підвищеним рівнем властивостей (фізико-хімічних, технологічних, експлуатаційних, тощо). Високоміцні (AHSS) сталі першого покоління не завжди в змозі задовольнити вимоги відповідних галузей за комплексом механічних властивостей. При цьому використання AHSS сталей другого покоління є економічно недоцільним з огляду на їх високу вартість. У зв'язку з цим актуальною є проблема розробки AHSS третього покоління, які мають перевищувати за властивостями сталі першого покоління, але одночасно бути дешевшими за сталі другого покоління. На сьогодні основні тенденції в розвитку AHSS третього покоління полягають в розробці хімічного складу і технології термічної обробки економнолегованих сталей, в яких формується багатозфазна безкарбідна структура з підвищеною (відносно класичних TRIP-assisted сталей) об'ємною часткою залишкового аустеніту, схильного до деформаційного мартенситного перетворення. На сьогодні відомі три групи AHSS сталей третього покоління: а) TRIP/TWIP-assisted сталі із середнім вмістом марганцю, б) сталі зі структурою безкарбідного нанобейніту, в) Q&P сталі. Принцип легування і технологія термічної обробки для кожної з груп сталей викладено нижче.

1.2.1 Середньомарганцеві сталі із TRIP-ефектом

Принцип середньомарганцевих TRIP-assisted сталей є трансформованою під вимоги третього покоління ідеєю високомарганцевих сталей другого покоління AHSS. На відміну від високомарганцевих TRIP сталей (однофазних аустенітних), у середньомарганцевих сталях отримують двофазну аустеніто-феритну структуру, що містить 20-40 % залишкового аустеніту, схильного до прояву TRIP-ефекту [25]. З цією метою кількість марганцю обмежують 3-10 % [8], що істотно нижче за високомарганцеві сталі другого покоління (20-30 % Mn) [60]. Основна роль

марганцю полягає в стабілізації аустеніту до $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення і забезпечення високої прогартуваності, що дозволяє охолоджувати сталь на повітрі на завершальних стадіях термічної обробки. Кількість вуглецю в середньомарганцевих сталях, як правило, становить 0,1-0,6 % [25]. Для підвищення комплексу властивостей такі сталі додатково легують Si, Al, Mo і в невеликих кількостях – Nb, V [61], [62].

Сталі з середнім вмістом марганцю піддають ART-обробці («Austenite-Reverted-Transformation»), яка проводиться у дві стадії (рис. 1.7). На першій стадії виконують повне гартування для отримання мартенситної мікроструктури з невеликою кількістю залишкового аустеніту. На другій стадії сталь витримують у міжкритичному інтервалі температур. Впродовж витримки мартенсит частково «реверсує» в аустеніт, а частково перетворюється в рекристалізований ферит; при цьому відбувається перерозподіл вуглецю і марганцю між мартенситом/феритом і аустенітом. Збагачені на C та Mn ділянки γ -фази стабілізуються до фазового перетворення та частково фіксуються в структурі у вигляді залишкового аустеніту після охолодження по завершенню ART-обробки [62].

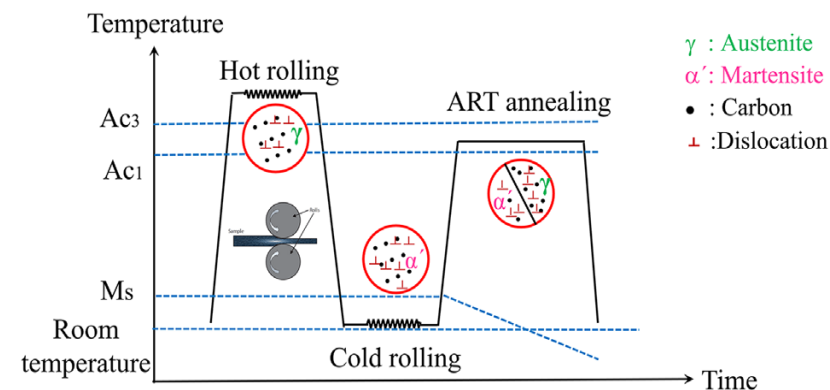


Рисунок 1.7 – Схема процесу ART-обробки середньомарганцевих сталей з TRIP-ефектом [42]

По завершенні термообробки сталь має дрібнозернисту ферито-аустенітну структуру із 20-40 % залишкового аустеніту (рис. 1.8) [63], яка забезпечує досягнення високої міцності ($\sigma_b = 700-1200$ МПа) при подовженні 20-58 % [64], [65]. Наприклад, в сталі, що містить 0,3 % C; 6 % Mn; 1,5 % Si та 3 % Al, вдалося досягнути межі міцності 1131 МПа при подовженні 58 %; таке високе подовження забезпечене паралельною реалізацією TRIP- і TWIP-ефектів при деформації сталі [64].

Незважаючи на більш низький, порівняно з високомарганцевими сталями, комплекс механічних властивостей (що компенсується більш економічним легуванням), концепція середньомарганцевих TRIP-сталей викликає високу зацікавленість дослідників та активно розвивається. Перевагою даних сталей є аномально високі пластичність та здатність до штампування за підвищеної міцності, знижена питома вага сталі, достатня технологічність при термічній обробці, яка дозволяє без особливих проблем використовувати дану технологію в умовах реального виробництва. До недоліків середньомарганцевих TRIP-сталей можна віднести їх відносно високу вартість та обмежену зварюваність внаслідок підвищеного вмісту марганцю.

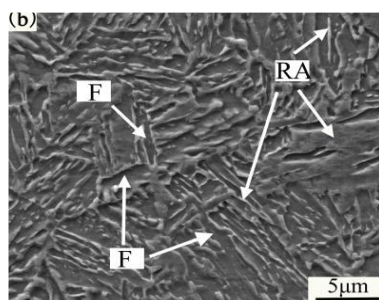


Рисунок 1.8 – Мікроструктура середньомарганцевої сталі: після холодної прокатки та ART-обробки (б) [63] (RA – залишковий аустеніт, F – ферит)

1.2.2 Нанобейнітні сталі

Значно підвищити межу міцності сталі при збереженні достатньо високої пластичності і економності легування дозволяє технологія виробництва сталей з безкарбідним нанобейнітом («Carbide-Free Nanobainite»), запропонована Н. Bhadeshia і F. Caballero на початку 2000-х років [7]. Ними була встановлена можливість отримання в низьколегованій сталі високоміцного стану за рахунок формування безкарбідної бейнітної структури з нанорозмірними мікроструктурними складовими. Хімічний склад класичної нанобейнітної сталі становить: 0,6-1,0 % С, 0,7-2,0 % Mn, 0,5-2,0 % Cr, $\geq 1,5$ % Si [66]. Легування нанобейнітної сталі має на меті: (а) зниження температури початку мартенситного перетворення ≤ 250 °С (введенням марганцю та підвищеної кількості вуглецю); (б) інгібування виділення цементиту з аустеніту (додаванням кремнію та/або алюмінію). Основним процесом формування структури є бейнітне перетворення, яке супроводжується перерозподілом вуглецю від

бейнітного фериту до аустеніту із збагаченням останнього вуглецем (чому сприяє підвищена концентрація кремнію).

Термічна обробка на нанобейніт здійснюється у два етапи (рис. 1.9). На першому етапі проводять повну аустенітизацію (нагрів в однофазну γ -область) для отримання гомогенної аустенітної структури. На другому етапі роблять низькотемпературну витримку в діапазоні 150 - 300 °C (тобто трохи вище точки M_s) для перетворення аустеніту на бейніт [66]. По завершенні термообробки структура нанобейнітних сталей складається (за відсутності карбідів) з нанорозмірних пластин бейнітного фериту товщиною 20-60 нм і залишкового аустеніту (з огляду на високий вміст вуглецю, кількість аустеніту може сягати 25-30 %). Ферит має підвищену щільність дефектів кристалічної будови та певну пересиченість за вуглецем. Аустеніт залягає тонкими плівковими («film-like») прошарками між пластинами α -фази, або у вигляді масивних «острівців» в стиках феритних пластин [67]. Цементитні карбіди в структурі відсутні; границі між феритними пластинами є чистими від карбідів. Втім, в межах α -фази можуть спостерігатись дисперсні виділення ϵ -карбіду, які спричиняють дисперсійне зміцнення фериту, не впливаючи на пластичність сталі. Така структура (рис. 1.10) забезпечує сталі дуже високу міцність ($\sigma_b = 2000-2600$ МПа) при задовільному подовженні – 7-10 % [68]-[71].

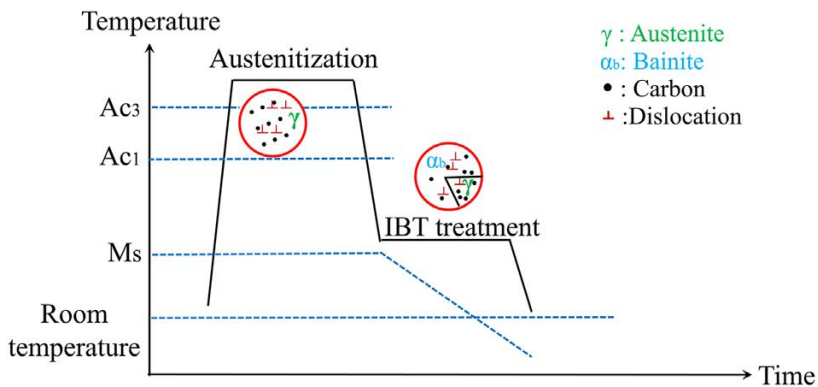


Рисунок 1.9 – Схема процесу термічної обробки TRIP сталей з безкарбідним нанобейнітом [42]

Зі зниженням температури ізотермічної витримки зменшуються розміри структурних складових бейніту, відповідно зростає міцність сталі. Встановлено [72], що товщина пластини бейнітного фериту визначається міцністю аустеніту при температурі перетворення й вирахом у віль-

ній хімічній енергії при перетворенні, причому обидва ці фактори зростають зі зниженням температури перетворення. Міцний аустеніт чинить опір руху міжфазних границь, а велика рушійна сила прискорює утворення зародків α -фази (за рахунок зменшення критичного розміру зародка), що в сукупності призводить до потоншення феритних пластин [58]. Кремній, який вводиться в нанобейнітні сталі в кількості 1,5-3,0 %, не тільки гальмує виділення цементиту, але й додатково підвищує міцність аустеніту за рахунок твердорозчинного зміцнення, сприяючи подібненню структури. Згідно [7], введення 1,5 % Si підвищує межу плинності аустеніту на 7 %.

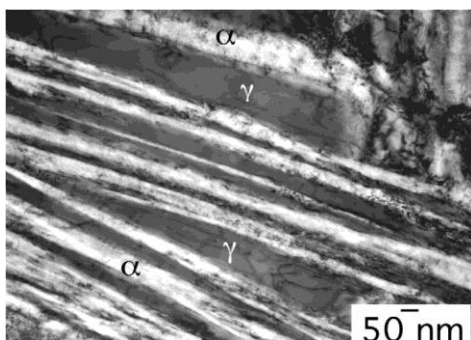


Рисунок 1.10 – Мікроструктура нанобейнітної сталі [45]

При деформації нанобейнітної сталі залишковий аустеніт зазнає ДМП, що додатково підвищує міцність сталі. При цьому більш бажаною є плівкова форма аустеніту, оскільки плівковий аустеніт має помірну схильність до ДМП, за якої аустеніт поступово перетворюється на мартенсит деформації. Така «розтягнута» (за деформацією) кінетика ДМП запобігає швидкому окрихченню сталі при випробуваннях, дозволяючи досягти більш високих значень відносного подовження. «Острівковий» аустеніт, навпаки, проявляє високу метастабільність і майже повністю перетворюється на мартенсит вже на початкових стадіях деформації [75]; наслідком є швидке окрихчення і низькі показники подовження.

Нанобейнітні сталі знайшли промислове використання, зокрема, у виробництві залізничних рейок, а також броньової сталі [74]. Зокрема, встановлено [75], що нанобейнітні сталі мають підвищену балістичну стійкість завдяки активному розвитку ДМП, яке гальмує формування адіабатних смуг зсуву (adiabatic shear band). Оскільки ізотермічна витримка здійснюється при температурах низької дифузійної рухливості вуглецю, то для завершення бейнітного перетворення потрібні десятки годин (7-10 днів) перебування виробів в печі, що є суттєвою вагою цієї

технології [76]. З метою прискорення перетворення до хімічного складу сталі вводять кобальт і (або) алюміній, тобто елементи, що зменшують стійкість переохолодженого аустеніту до $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення [77]. Прискорення бейнітного перетворення також досягають попереднім охолодженням трохи нижче точки M_s для утворення незначної кількості мартенситу [78]. Мартенситні кристали деформують аустеніт і пришвидшують зародження перших порцій бейніту в ділянках навколо себе. Втім, перераховані заходи створюють нові складнощі у зв'язку з подорожчанням сталі, її забрудненням неметалевими включеннями та ускладненням технології термічної обробки. Крім того, прокат з нанобейнітних сталей погано піддається виправленню на відповідному обладнанні (преси, роликові машини) внаслідок його високої міцності. Всі перераховані фактори поки є перешкодою для широкого використання нанобейнітних сталей у промислових масштабах.

1.2.3 Технологія «Quenching and Partitioning» (Q&P)

Технологічні складнощі, пов'язані з тривалою термічною обробкою (як у випадку нанобейнітної сталі), відсутні в разі застосування Q&P обробки. Термін Q&P («Quenching and Partitioning» – гартування і перерозподіл (вуглецю)) був введений для позначення технології термообробки на основі концепції «Constrained Carbon Paraequilibrium – CPE», запропонованої Speer в 2003 році [9]. Як і для інших AHSS сталей третього покоління, Q&P технологія має на меті створення (за низького рівня легування) безкарбідної багатофазної структури з підвищеним вмістом залишкового аустеніту, здатного до реалізації TRIP-ефекту. Безкарбідна структура забезпечується особливою системою легування, яка багато в чому повторює систему легування TRIP-assisted сталей і нанобейнітних сталей. Q&P технологія може бути застосована до ширшого спектру сталей, з більш широким діапазоном коливання концентрації елементів. Q&P-сталі містять 0,15-1,0 % C, 0,3-3,5 % Mn, 0,05-1,9 % Al та/або 1,3-3,0 % Si, до 2,0 % Cr [79], [80].

Термічна обробка Q&P-сталей включає в себе кілька етапів (рис. 1.11). Перший полягає в повній або частковій аустенітизації з подальшим гартувальним охолодженням (стадія «Quenching»), яке переривається в інтервалі мартенситного перетворення для отримання мартенсито-аустенітної структури. На другому етапі сталь витримують при певній температурі для перерозподілу («Partitioning») вуглецю між α - та γ -фазами. Друга стадія («Partitioning») може проводитися як при температурі зупинки гартувального охолодження («One-Step Partitioning»), так і за більш високої температури, як правило в районі, або вище точки M_s

(«Two-Step Partitioning») [81]. Завершується Q&P обробка охолодженням (у різних середовищах) [82].

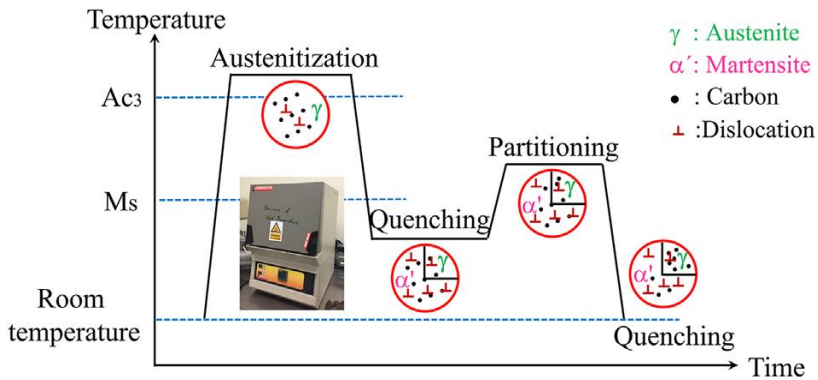


Рисунок 1.11 – Схема процесу Q&P термічної обробки [42]

В результаті такої обробки в сталі формується багатофазна мікроструктура, що складається з відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу і метастабільного залишкового аустеніту (рис. 1.12) [83]. До складу структури також може входити бейніт, якщо витримка на стадії «Partitioning» є достатньою для початку бейнітного перетворення (якщо «Partitioning» проводиться при температурі нижче 250 °C, такий бейніт є безкарбідним наноструктурованим [84]). Багатофазний характер структури забезпечує ефект композиційного зміцнення за рахунок поєднання в'язких складових (аустеніт, бейніт) і міцного мартенситу. Перевагою Q&P обробки є можливість регулювання мікроструктурного стану сталі в широкому діапазоні за рахунок зміни температурно-часових параметрів на кожному етапі обробки. Це дозволяє отримувати в порівняно дешевих сталях високоміцний стан з межею міцності 1500-2400 МПа при відносному подовженні 10-24 % [59], [85], що забезпечує PSE на рівні 30-37 ГПа·% (є близьким до цільового рівня AHSS сталей третього покоління – 40 ГПа·%).

До недоліків Q&P технології можна віднести складність обробки деталей великого перерізу, в яких дуже важко забезпечити одночасний перебіг процесів структуроутворення по всьому перетину, що призводить до градієнту мікроструктури і механічних властивостей. Цей недолік намагаються подолати шляхом розробки модифікованих варіантів Q&P [86]-[88]. Одним з них є технологія «Deformed & Partitioned» (D&P), запропонована в 2017 році [89]. Вона передбачає поєднання дислокаційного зміцнення («Dislocation Engineering») із

TRIP-ефектом, який забезпечує високу пластичність. В результаті D&P обробки середньомарганцевої сталі (10 % Mn, 0,47 % C, 2 % Al, і 0,7 % V) вдалося досягти високої межі плинності (2210 МПа) при досить високому подовженні (16 %) (варто підкреслити, що після стандартної термічної обробки ця сталь мала у два рази нижчу міцність).

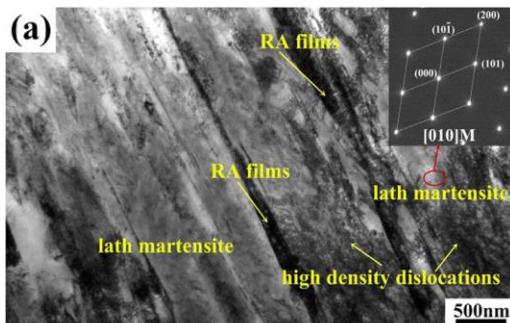


Рисунок 1.12 – Мікроструктура Q&P-сталі [85] (RA films – плівковий залишковий аустеніт; lath martensite – рейковий мартенсит)

Технологія D&P-обробки включає в себе теплу прокатку (750 °C) з наступною витримкою в міжкритичному інтервалі (650 °C, 5 год), холодною прокатку і відпуск за температури 200-400 °C для перерозподілу вуглецю між фазами (рис. 1.13) [90].

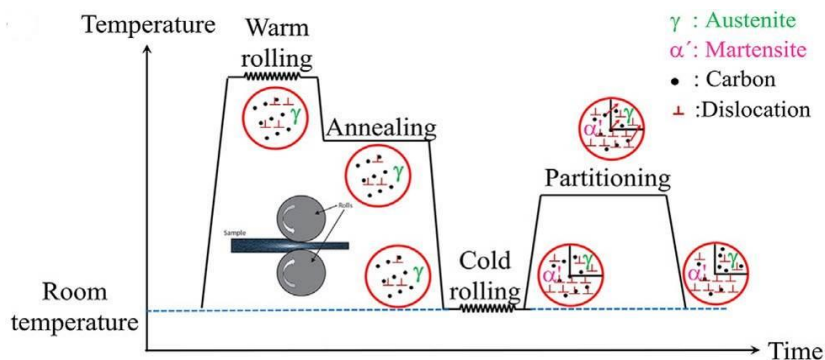


Рисунок 1.13 – Схема процесу D&P термічної обробки [42]

Метою прокатки є створення оптимальної густини дислокацій в структурі металу (так званий «дислокаційний інжиніринг» [91]). Кінцева мікроструктура D&P-сталей складається з мартенситу з високою густиною дислокацій і метастабільного залишкового аустеніту (рис. 1.14).

Технологія D&P може бути інтегрована в поточне виробництво [89] і забезпечувати достатньо високий рівень механічних властивостей, зокрема – межі плинності. До її недоліків можна віднести потребу в потужних прокатних станах для теплового та холодного прокатування, а також досить високу вартість сталі, обумовлену системою її легування.

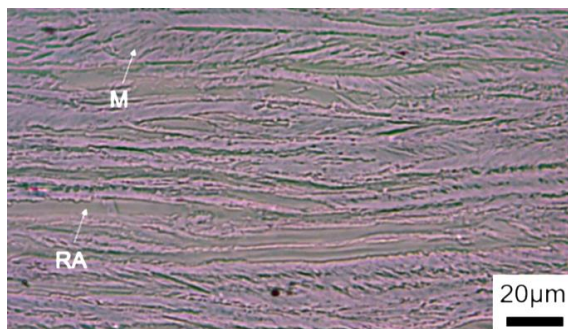


Рисунок 1.14 – Мікроструктура D&P сталі [92]
(M – мартенсит, RA – залишковий аустеніт)

Хімічний склад і механічні властивості AHSS сталей різних поколінь наведені для порівняння в таблиці 1.1. З таблиці випливає, що найкраще співвідношення ціна/механічні властивості мають AHSS сталі третього покоління, а саме Q&P-сталі, D&P-сталі і сталі з безкарбідним нанобейнітом.

Напрямки подальших досліджень в цій області стосуються адаптації даних технологій до існуючих умов металургійного виробництва. Як випливає з представленого літературного огляду, використання TRIP-ефекту не втрачає своєї актуальності, залишаючись ключовим фактором у забезпеченні високого комплексу механічних властивостей AHSS сталей третього покоління. Дуже важливо, що даний ефект можна використовувати в сталях різних систем і рівня легування, що говорить про його певну універсальність.

Таблиця 1.1

Хімічний склад і механічні властивості сучасних AHSS сталей

Сталі	Джерело	Вміст легуючих елементів										σ_u , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
		C	Si	Al	Mn	Cr	Ni	Mo	V, Nb, Ti					
AHSS сталі першого покоління														
Низьколеговані TRIP-assisted	[3]	0,20	1,50	–	1,80	–	–	–	–	–	–	988	–	21,5
	[2]	0,27	1,38	–	1,88	–	–	–	–	–	–	860	–	38,0
δ -TRIP	[47]	0,36	0,73	2,22	1,96	–	–	–	–	–	–	1000	–	27,0
	[50]	0,39	0,21	3,84	0,51	–	–	–	–	–	–	661	–	41,0
Maraging-TRIP	[54]	0,01	0,06	0,11	11,9	–	2,06	1,12	1,09 Ti	–	–	1300	–	21,0
AHSS сталі другого покоління														
Високомарганцеві TRIP/TWIP	[93]	0,002	3,00	2,90	15,8	–	–	–	–	–	–	930	440	46,0
		0,003	3,00	2,80	25,6	–	–	–	–	–	–	640	250	95,0
AHSS сталі третього покоління														
Середньомарганцеві TRIP	[64]	0,15	1,50	3,00	6,0	–	–	–	–	–	–	929	–	37,0
		0,30	1,50	3,00	6,0	–	–	–	–	–	–	1131	–	58,0
Нанобейнітні	[94]	0,58	1,79	–	1,95	1,30	–	0,67	0,09V	–	–	2050	1340	13,0
	[58]	0,98	2,90	–	0,77	0,45	0,16	–	–	–	–	2287	1704	7,4
Q&P	[79]	0,22	0,41	1,46	1,85	–	–	–	–	–	–	882	399	24,4
	[85]	0,41	1,27	–	1,30	0,56	1,01	–	–	–	–	2468	1550	11,6
	[59]	0,60	2,00	–	0,60	1,30	–	–	–	–	–	2438	–	14,0
	[84]	0,56	2,50	–	1,70	0,50	–	0,21	0,12V/ 0,05 Nb	–	–	2374	1978	9,0
D&P	[89]	0,47	–	2,00	10,0	–	–	–	0,7V	–	–	2210	–	16,0

Таким чином, питання використання деформаційного мартенситного перетворення аустеніту для підвищення комплексу механічних властивостей конструкційної сталі не втрачають своєї актуальності. Сучасні технології виробництва високоміцних сталей також базуються на використанні TRIP-ефекту, що дозволяє реалізовувати приховані резерви металу, досягаючи необхідних властивостей при меншому рівні легування. З економічної точки зору найбільш перспективним способом одержання високоміцних сталей з метастабільним аустенітом є термічна обробка за технологією виробництва AHSS сталей третього покоління, оскільки такі технології забезпечують максимальне співвідношення ціна/механічні властивості сталі. Високий комплекс властивостей забезпечується формування багатозфазної структури, яка може включати в себе ферит, безкарбідний бейніт, мартенсит різного ступеня відпуску і метастабільний залишковий аустеніт в різних комбінаціях і співвідношеннях. При деформації залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит, це забезпечує TRIP-ефект із додатковим зростанням міцності і пластичності сталі.

Аналіз літературних даних показав, що широкому промислового використанню сучасних високоміцних TRIP-сталей перешкоджає ряд технологічних складнощів, подолання яких є важливою науково-технічною задачею. Для вирішення цієї задачі необхідно дослідити:

- кінетику перерозподілу легуючих елементів під час витримки у міжкритичному інтервалі низьковуглецевих TRIP-сталей з метою оптимізації температуро-часових параметрів термічної обробки;
- вплив кінетики мартенситного перетворення метастабільного аустеніту при деформації на механічні властивості сталі;
- морфологічні особливості структури, що утворюється при термічній обробці, та їх зв'язок з рівнем механічних та трибологічних властивостей;
- вплив деформації на фазово-структурний стан та механічні властивості низьковуглецевих TRIP-сталей, з метою дослідження можливості реалізації технології їх виробництва у поточних промислових умовах.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали досліджень

У якості матеріалу досліджень в роботі використані низьковуглецеві TRIP-assisted сталі марок 20C2Г2Б і 20C2Г2ХФМБ та високовуглецева сталь 120Г3С2, хімічний склад яких наведено в таблиці 2.1. Система легування сталі 20C2Г2Б передбачає підвищену кількість марганцю та кремнію та мікролегування ванадієм. Марганець в такій кількості забезпечує достатній рівень прогартовуваності сталі. Кремній, згідно з даними розділу 1 даної роботи гальмує виділення цементитних карбідів під час ізотермічної витримки, що є необхідною умовою для формування безкарбідної структури. Мікролегування ніобієм передбачає подрібнення зерна. В цілому хімічний склад даної сталі є «класичним» для низьколегованих TRIP-assisted сталей. Сталь 20C2Г2ХФМБ додатково легувана хромом, молібденом та ванадієм, що має за мету подальше підвищення прогартовуваності та механічних властивостей.

Таблиця 2.1

Хімічний склад досліджених сталей

Марка сталі	Вміст елементів (мас.%)								
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	S	P
20C2Г2Б	0,18	1,50	1,80	—	—	—	0,055	0,01	0,01
20C2Г2ХФМБ	0,20	1,79	1,73	0,55	0,20	0,11	0,045	0,009	0,013
120Г3С2	1,21	1,59	2,56	—	—	—	—	—	—

Досліджені сталі були виплавлені в індукційній 120-кг печі із використанням сталевих брухту, чавуну та лігатурних сплавів (FeMn, FeSi, FeCr, FeNb, FeV, FeMo). Розплав заливали в графітові форми з отриманням виливків діаметром 50 мм та довжиною 300 мм, які в подальшому переплавляли електрошлаковим методом в виливки діаметром 80 мм. Після переплаву досліджені сталі аустенітизували при температурі 1150 °C та піддавали куванню та подальшій прокатці в смугу товщиною 15 мм. Смуга була використана для виготовлення зразків для досліджень. Перед механічною обробкою вона була піддана пом'якшувальному відпалу при 950 °C із повільним охолодження до кімнатної температури.

2.2 Методика досліджень

Положення критичних точок A_{c1} і A_{c3} було визначено дилатометричним методом з використанням оптичного дилатометру. Зміну довжини досліджуваного зразка фіксували на барабані по відхиленню світлового «зайчика». Нагрів зразків здійснювали в печі зі швидкістю ~ 1 К/хв. Об'ємну частку фериту при нагріві в МКІ температур вимірювали за допомогою лінійного методу Розівалія [95] з використанням оптичних зображень мікроструктури. Визначення положення точки початку мартенситного перетворення та побудову діаграми ізотермічного перетворення аустеніту для обох сталей здійснювали за допомогою комп'ютерним моделюванням за допомогою програми «JMatPro».

Термообробку зразків виконували в лабораторних муфельних печах СНОЛ та печах-ваннах в рідкому сплаві ПОС-61 (61 % Sn; 39 % Pb) та сплаві Вуда (12,5 % Sn; 25 % Pb; 50 % Bi; 12,5 % Cd). Під час аустенітизації поверхню зразків захищали від окислення відпрацьованим карбюризатором. Печі-ванни використовували для підстижування аустенітизованих зразків до температури «Quenching» (у разі Q&P обробки) та/або ізотермічної витримки (у разі ізотермічного гартування).

Випробування на розтягнення проводили на універсальній випробувальній машині UIT STM 100S з сервоприводом (УКРІНТЕХ) згідно ДСТУ ISO 6892-1:2019 на зразках з діаметром робочої частини 5 мм. Випробування на ударний вигин виконували згідно ДСТУ ISO 148-1:2022 на зразках розміром 7x10x55мм з V-подібним надрізом. Випробування проводили при кімнатній температурі та 60-70 об. % вологості повітря. Твердість вимірювали на твердомірах Роквелла (навантаження 150 кг) та Віккерса (навантаження 30 кг). Значення твердості, які наведено в роботі, є середніми з п'яти-семи вимірів.

Мікроструктуру досліджували на зразках, підготовлених за стандартною процедурою з травленням 4 %-м спиртовим розчином азотної кислоти. Дослідження проводили із застосуванням оптичних мікроскопів «Axiovert 40 MAT» (Carl Zeiss), «200-M» (Nikon) та «GX-71» (Olympus), а також електронних сканувальних мікроскопів «EVO MA15» (Carl Zeiss), «JSM-6510» (JEOL) та «JSM-7000F (JEOL). Фазовий розподіл елементів досліджували методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕДС) із використанням детектора JED-2300 (JEOL). Перед аналізом ЕДС детектор калібрували за еталонним кобальтовим зразком. Середнє значення п'яти/семи вимірювань, виконаних на одній фазі, приймалося за хімічний склад конкретної фазової складової. Оскільки кількісний аналіз вуглецю ЕДС методом в електронному мікроскопі дає суттєво збільшений вміст вуглецю [95], отримані результати були пере-

раховані з урахуванням загального вмісту вуглецю та його повного розподілу відповідно до фазової діаграми Fe-C. Коефіцієнт розподілу елементів між α - та γ -фазами розраховували за формулою [96]:

$$K_i = [i]_{\alpha} / [i]_{\gamma} \quad (2.1)$$

де $[i]_{\alpha}$ і $[i]_{\gamma}$ – вміст елементу i в α - та γ -фазах, відповідно.

Якісний та кількісний фазовий склад сталей визначали рентгеноструктурним методом на дифрактометрі «X'Pert PRO» (PANalytical) в $\text{CuK}\alpha$ випромінюванні за наступними параметрами: напруга – 40 кВ, струм трубки – 50 мА, крок сканування – 0,033 градуси, швидкість сканування – 0,069 град/с. Кількість залишкового аустеніту розраховували за формулою [97]:

$$RA = \frac{100\%}{1 + G(I_{\alpha} / I_{\gamma})}, \quad (2.2)$$

де I_{α} і I_{γ} – інтегральні інтенсивності дифракційних максимумів аустеніту (200), (220), (311) та α -фази (200), (211); G – коефіцієнт, що відповідає різним комбінаціям піків, рівний: 2,46 для $I_{\alpha}(200)/I_{\gamma}(200)$; 1,32 для $I_{\alpha}(200)/I_{\gamma}(220)$; 1,78 для $I_{\alpha}(200)/I_{\gamma}(311)$; 1,21 для $I_{\alpha}(211)/I_{\gamma}(200)$; 0,65 для $I_{\alpha}(211)/I_{\gamma}(220)$; 0,87 для $I_{\alpha}(211)/I_{\gamma}(311)$. Об'ємну частку аустеніту знаходили як середнє арифметичне значень, визначених для різних пар ліній.

Вміст вуглецю в залишковому аустеніті знаходили із виразу:

$$a_{\gamma} = 0,3556 + 0,00453x_C + 0,000095x_{Mn}, \quad (2.3)$$

де a_{γ} – параметр ґратки аустеніту (нм), x_C та x_{Mn} – концентрація вуглецю та марганцю в аустеніті (мас.%), відповідно [98].

Параметр ґратки аустеніту визначали за положенням ліній аустеніту (200) $_{\gamma}$ та (220) $_{\gamma}$ у відповідності з виразом [99]:

$$a_{\gamma} = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \frac{\lambda}{2 \sin \vartheta}, \quad (2.4)$$

де h, k, l – індекси площини відображення, λ – довжина хвилі рентгеновського випромінювання; ϑ – Брегівський кут (знаходили за допомогою гауссовської апроксимації та усереднювали для ліній (200) $_{\gamma}$ та (220) $_{\gamma}$).

Тонку будову сталей досліджували на трансмісійному електронному мікроскопі «JEM-100-C-XII» (JEOL) із напругою прискорення 100 кВ. Використовували тонкі фольги, виготовлені із термооброблених зразків. Методика приготування фольги полягала в механічному потоншенні до 0,10 - 0,15 мм, після чого з них вирізали електроіскровим методом диски діаметром 3 мм. Диски піддавали електролітичному струменевому поліруванню на установці «TENUPOЛ-2» в електроліті складу: 40 мл хлорної кислоти, 400 мл метилового спирту, 240 мл бутилового спирту. Температуру електроліту (не вище мінус 30 °С) в ході полірування підтримували за допомогою термостату. Тонку структуру зразків досліджували зі збільшенням від 14 до 100 тис. разів.

3 ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМУ ТА КІНЕТИКИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ TRIP-ASSISTED СТАЛЯХ

Як було показано вище, термічна обробка низьковуглецевих TRIP-assisted сталей дозволяє досягти в них високий комплекс механічних властивостей при достатньо економічному легуванні цих сталей. Термічна обробка TRIP-assisted сталей проводиться, в основному, за класичною схемою, яка включає нагрів в міжкритичний інтервал температур та ізотермічне гартування в діапазоні бейнітного перетворення. Однак, фазово-структурний стан, який виникає в сталі після такої обробки (а саме наявність біля 50 % пластичного фериту), певною мірою обмежує її міцність. З цієї точки зору, перспективно виглядає термічна обробка за Q&P технологією, яка може забезпечити більш високий рівень міцності сталі внаслідок формування значної кількості мартенситу.

Переважаюча кількість робіт, присвячених термічній обробці низьковуглецевих TRIP-assisted сталей, сфокусована саме на низьколегованих Si-Mn сталях, що вміщують лише 1-2 % Si та 1-2 % Mn. У зв'язку з цим певний науковий інтерес представляє вивчення можливості подальшого підвищення механічних властивостей цієї групи сталей за рахунок додаткового легування карбідоутворюючими елементами (Cr, Mo, V).

В даному та наступних розділах представлені результати порівняльних досліджень впливу параметрів міжкритичного ізотермічного гартування та Q&P-обробки для підвищення комплексу механічних властивостей низьковуглецевих TRIP-assisted сталей із різними системами легування та вмістом легувальних елементів (20C2Г2Б, 20C2Г2ХФМБ).

3.1 Кінетика перерозподілу легувальних елементів при витримці у міжкритичному інтервалі температур

Рациональний вибір параметрів термічної обробки сталі передбачає вивчення термкінетики її фазово-структурних перетворень та визначення положення критичних точок. У зв'язку з цим на першому етапі роботи досліджували кінетику перерозподілу легувальних елементів під час аустенізації, а також механізм і кінетику перетворення переохолодженого аустеніту в досліджених сталях. Проектування режиму термічної обробки більшості марок сталі передбачає визначення оптимальної температури аустенізації, яка залежить від положення критичних точок сталі. У випадку TRIP-assisted сталей не менш важливим параметром режиму термічної обробки є тривалість витримки при аустеніза-

ції в міжкритичному інтервалі температур, під час якої відбувається міжфазний перерозподіл хімічних елементів. Знання кінетики перерозподілу елементів дозволяє досягти бажаної стабільності залишкового аустеніту ($A_{\text{зал}}$), що значною мірою визначає комплекс механічних властивостей низьковуглецевих TRIP-assisted сталей.

Положення критичних точок експериментальних сталей встановили за допомогою оптичного дилатометру. Перегини на дилатометричній кривій нагріву (рис. 3.1) відповідають об'ємним змінам, що відбуваються в сталі під час $\alpha\text{Fe} \rightarrow \gamma\text{Fe}$ перетворення при досягненні критичних точок A_{c1} і A_{c3} . Згідно із рис. 3.1, для сталі 20C2Г2ХФМБ вони становлять 760 °C і 930 °C відповідно.

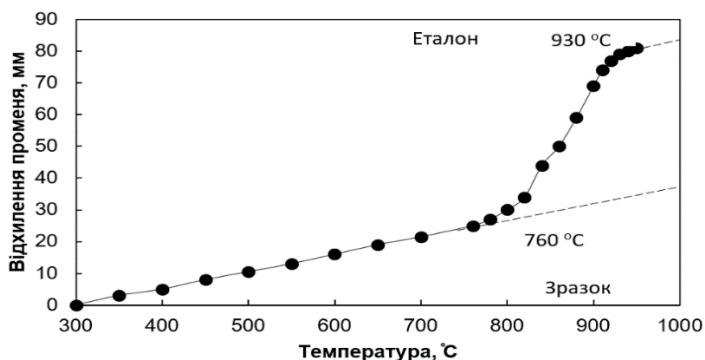


Рисунок 3.1 – Диференційна дилатометрична крива нагріву сталі 20C2Г2ХФМБ (в парі з мідним еталоном)

Нагрів TRIP-assisted сталі в МКІ проводиться із метою ефективного перерозподілу вуглецю між феритом та аустенітом із накопиченням останнього в гамма-фазі. При визначенні температури нагріву орієнтуюся на необхідність отримання приблизно 50 % фериту, для чого необхідно знати зміну співвідношення об'ємних часток αFe - та γFe -фаз в межах МКІ в залежності від температури нагріву. З цією метою зразки досліджуваної сталі нагрівали від 700 °C до 930 °C з кроком 20-30 °C, витримували при даній температурі 10 хв і охолоджували в воді для фіксації структури. При нагріванні вище точки A_{c1} (760 °C) в структурі з'являвся аустеніт, який перетворювався на мартенсит при охолодженні, що викликало збільшення твердості. Співвідношення об'ємних часток аустеніту та фериту в МКІ визначали методом кількісної металографії, а також за зміною твердості сталі.

Рис. 3.2 ілюструє вплив температури нагріву на співвідношення кількості фаз та твердість сталі 20С2Г2ХФМБ. У вихідному (відпаленому) стані структура сталі складалась із 61 % фериту та 39 % перліту та бейніту. Підвищення температури нагріву привело до збільшення вмісту мартенситу із відповідним зростанням твердості. Об'ємна частка фериту інтенсивно зменшувалась відразу після переходу через A_{c1} : вже при 770 °С частка фериту знизилась до 48-50 %, а при 830 °С – до 20-25 %. При подальшому підвищенні температури (наближенні до точки A_{c3}) кількість фериту зменшувалась більш повільно. Твердість сталі зросла пропорційно зменшенню вмісту фериту, досягши 463 НV при гартуванні від 930 °С (точка A_{c3}), що відповідає формуванню повністю мартенситної структури. Враховуючи отримані вище дані, кінетику перерозподілу хімічних елементів в МКІ досліджували при температурах 770 °С та 830 °С, що відповідали структурам «50 % фериту + 50 % аустеніту» та «20 % фериту + 80 % аустеніту», відповідно.

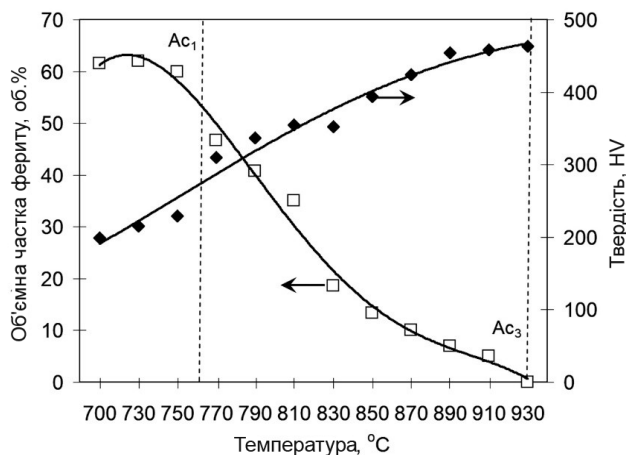


Рисунок 3.2 – Вплив температури нагріву на об'ємну частку фериту та твердість сталі 20С2Г2ХФМБ

В зразку сталі, гартованому після нагрівання до 770 °С, мікроструктура складалась з поліедричних зерен фериту та ділянок рейкового мартенситу, розташованих переважно вздовж меж зерен (рис. 3.3,а). В структурі також спостерігалися дисперсні включення, розмір яких коливався в широких межах (від ~20 нм до 150 нм). Великі включення переважно розташовувалися в мартенситних ділянках, тоді як дрібні (нанорозмірні) включення переважно виявлялись всередині феритних зерен. Включен-

ня являли собою карбід (V, Nb)C (рис. 3.3,б); їх формування, скоріш за все, відбувалось на стадії охолодження при прокатці заготовок. Дослідили хімічний фазовий склад в феритних та мартенситних ділянках структури; місця точкового ЕДС-аналізу показані на рис. 3.3,в.

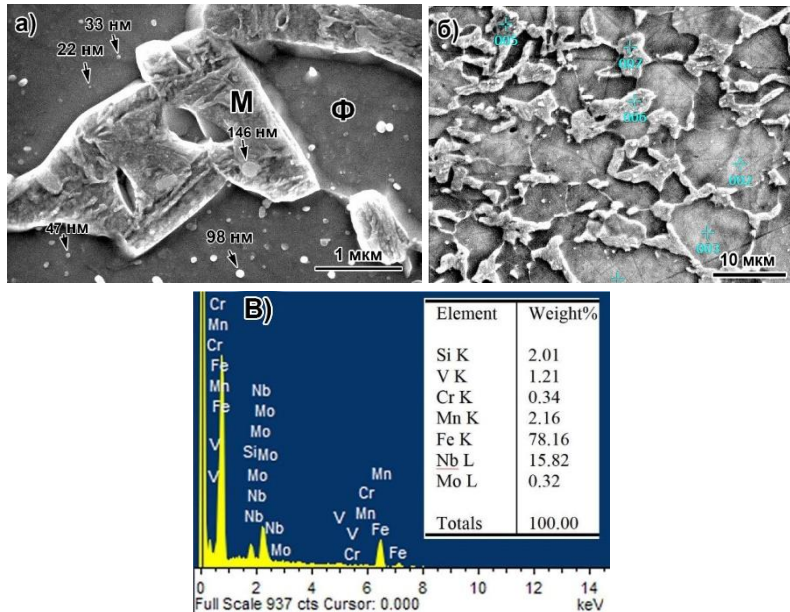


Рисунок 3.3 – Мікроструктура сталі 20C2Г2ХФМБ після витримки при 770 °С: ферит (Ф) та мартенсит (М) з карбідами (а); місця локального ЕДС-аналізу (б); ЕДС-спектр (в)

На рисунку 3.4 представлено кінетику зміни вмісту марганцю, кремнію та хрому в феритних та мартенситних ділянках впродовж витримки при 770 °С. Як випливає з даних рис. 3.4а, з ростом тривалості витримки вміст кремнію в фериті зріс з 1,83 % (після 10 хв) до 2,04 % (60 хв) з подальшою стабілізацією на цьому рівні. Витримка в МКІ супроводжувалась монотонним збідненням фериту по марганцю від 1,06 % (10 хв) до 0,86 % (240 хв), при цьому вміст хрому залишався стабільним протягом усієї тривалості витримки (0,58 % з коливанням в межах $\pm 0,03$ %). Протилежний характер процесів спостерігався для мартенситних ділянок (рис. 3.4,б): тут вміст марганцю поступово збільшився з 2,12 % до 2,26 %, тоді як вміст кремнію зменшився з 2,04 % до 1,81 % зі

стабілізацією на цьому рівні після 120 хв витримки. Також в мартенситі дещо підвищилась концентрація хрому з 0,68 % до 0,79-0,81 %.

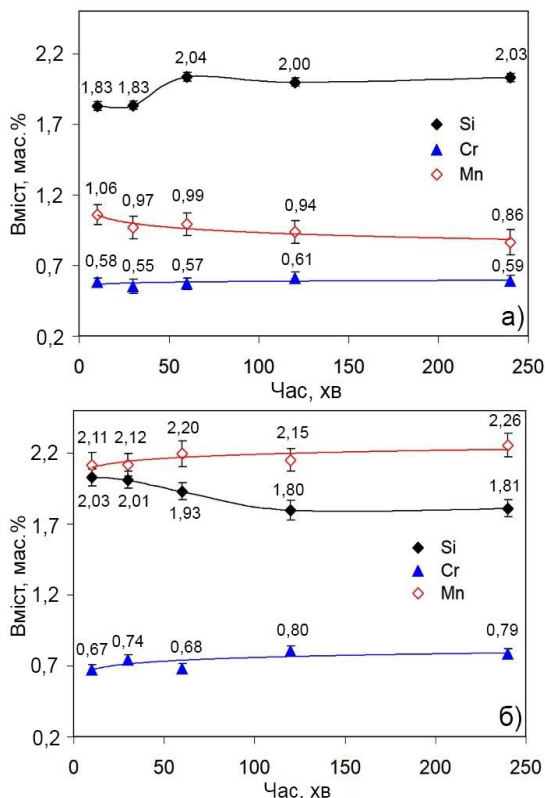


Рисунок 3.4 – Зміна концентрації кремнію, хрому та марганцю в фериті (а) та мартенситі (б) впродовж витримки при 770 °С.

ЕДС-дослідження в режимі лінійного сканування дало більш детальну інформацію про розподіл елементів відносно границь зерен. Як видно з рис. 3.5, марганець і кремній нерівномірно розподілялись вздовж лінії сканування, що перетинає феритні зерна та мартенситні ділянки. Концентрація Mn є вищою в мартенситних ділянках, при цьому виявлено її «сплески», пов'язані із карбідними включеннями (обведені пунктирною лінією на рис. 3.5а). Концентрація марганцю поступово зменшується в міру віддалення від межі розділу «мартенсит/ферит» до центру феритного зерна. У порівнянні з марганцем кремній роз-

поділений більш нерівномірно. Середній вміст кремнію є вищим в феритних зернах, проте «сплески» концентрації цього елементу було виявлено саме біля межі розділу між мартенситною та феритною фазами. Зони, збагачені кремнієм, були розташовані переважно у феритних зернах (піки кремнію 3, 5 і 6 на рис. 3.5,а), але вони також спостерігалися й всередині мартенситних областей (піки кремнію 1 і 2). Зона, збагачена на кремній, також була виявлена на межі «ферит/ферит» (пік кремнію 4). Після тривалої (240 хв) витримки при 770 °С профіль кремнію зберігав вищеописаний характер із накопиченням цього елементу в фериті біля міжфазних границь «мартенсит/ферит» та зі зменшенням концентрації кремнію всередині зерен (рис. 3.5,б).

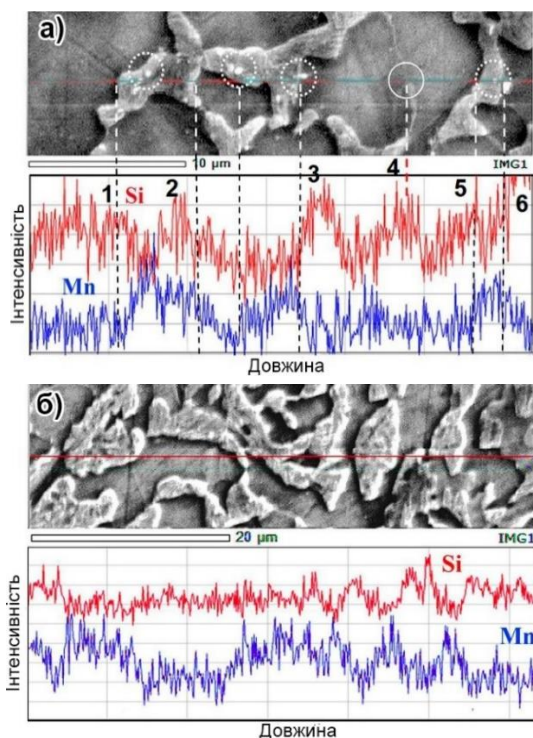


Рисунок 3.5 – Профілі розподілу марганцю і кремнію в зразках, витриманих при 770 °С впродовж (а) 10 хв і (б) 240 хв

На рис. 3.6 представлено ЕДС-мапінг розподілу марганцю та кремнію в межах аналізованої ділянки структури (температура витримки –

770 °C). Видно, що збагачені на марганець ділянки майже повністю збігаються з контурами мартенситних областей (рис. 3.6,а). Лише дві такі ділянки на рис. 3.6,б не пов'язані з мартенситом: вони відповідають скупченню карбідів (вказано подвійними стрілками) та феритному зерну на межі розділу «мартенсит/ферит» (одинарна стрілка). Кремній, здебільшого, був сконцентрований на периферії феритних зерен у вигляді облямівки товщиною 2-5 мкм навколо мартенситних ділянок (рис. 3.6,в); при цьому концентрація кремнію у внутрішніх зонах феритних зерен є зниженою. Незважаючи на те, що кремній переважно був сконцентрований в фериті, підвищений вміст цього елементу спостерігався й у деяких мартенситних ділянках (вказано стрілкою на рис. 3.6,в).

Результати локального ЕДС-аналізу зразків, які було витримано при 830 °C, наведено на рис. 3.7. Вони показують, що тривалість витримки за цієї температури практично не впливала на вміст елементів в фериті та мартенситі; лише на початковій стадії витримки вміст марганцю в фериті знизився із 0,79 % (10 хв) до 0,59 % (30 хв) (рис. 3.7а). Вміст кремнію в феритних зернах коливався в досить широкому діапазоні (2,04 - 2,27 %); це було пов'язано із зменшенням розмірів феритних ділянок (відносно витримки при 770 °C), що зумовило вплив сусідніх мартенситних ділянок на результати ЕДС аналізу.

Порівняння рис. 3.4 та 3.7 дозволяє зробити висновок, що підвищення температури витримки від 770 °C до 830 °C призвело до певних змін у хімічному складі окремих фаз. Зокрема, у мартенситі відбулось зниження вмісту марганцю (з 2,20-2,26 % до ~1,65 %) і хрому (від ~0,80 % до 0,66-0,70 %), тоді як вміст кремнію майже не змінився. У фериті було зафіксовано зниження концентрації марганцю від ~0,90 % до ~0,60 %, у той час як концентрація хрому залишилась незмінною; також, в фериті дещо зріс вміст кремнію. Підвищення температури витримки суттєво вплинуло лише на вміст марганцю, який зменшився як в фериті, так і в мартенситі. Витримка при 830 °C супроводжувалась більш істотним перерозподілом елементів, аніж при 770 °C (рис. 3.8). При цьому марганець переважно сконцентрувався в мартенситі, однак деякі мартенситні ділянки виявились збідненими на цій елемент (показані стрілками на рис. 3.8, б). Розподіл кремнію в фериті візуально став більш однорідним в межах зерна, без явної сегрегації, характерної для 770 °C (рис. 3.8, в). Втім, ЕДС-сканування все ще виявило піки концентрації кремнію на границях границь зерен та біля меж розділу «ферит/мартенсит». Товщина ліквіаційних зон, що відповідали «пікам» кремнію (близько 1 мкм), була набагато меншою, аніж після витримки при 770 °C.

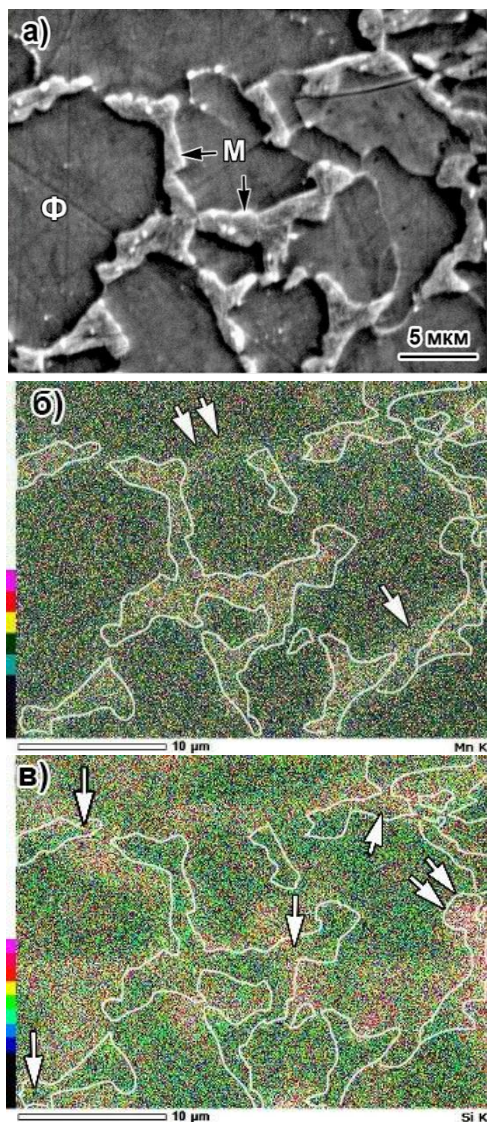


Рисунок 3.6 – Мікроструктура сталі (а) та відповідні мапи розподілу марганцю (б) і кремнію (в) з накладеними контурами мартенситних ділянок (витримка при 770 °С впродовж 10 хв. Ф, М – ферит та мартенсит, відповідно)

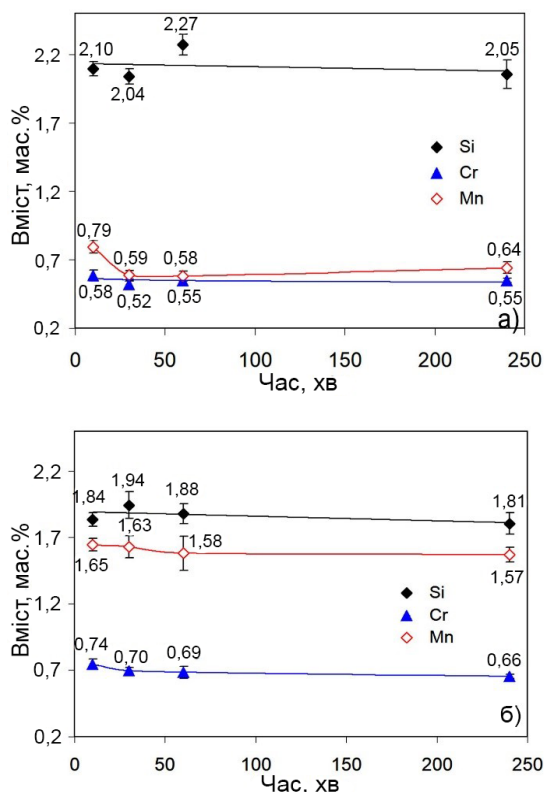


Рисунок 3.7 – Вплив тривалості витримки при 830 °С на вміст Si, Mn і Cr у фериті (а) та мартенситі (б)

Отримані дані показали, що витримка дослідженої сталі у МКІ приводить до міжфазового перерозподілу легувальних елементів, більшою мірою – марганця. На фінальних стадіях витримки при 770 °С вміст марганцю в аустеніті досяг 2,26 %, що в 2,6 рази перевищує його вміст в фериті (0,86 %) (у цьому випадку коефіцієнт розподілу елементів між α - та γ -фазами (K_{Mn}) дорівнює 0,38) (рис. 3.9,а). Витримка при 830 °С привела до зниження вмісту Mn в аустеніті до 1,57 % через збільшення об'ємної долі цієї фази. Це супроводжувалось виникненням зон, збагачених на марганець (позначених стрілками на рис. 3.8, б). Вміст марганцю в фериті також зменшився, що зумовлено зростанням дифузійної рухливості атомів марганцю при більш високій температурі витримки [100].

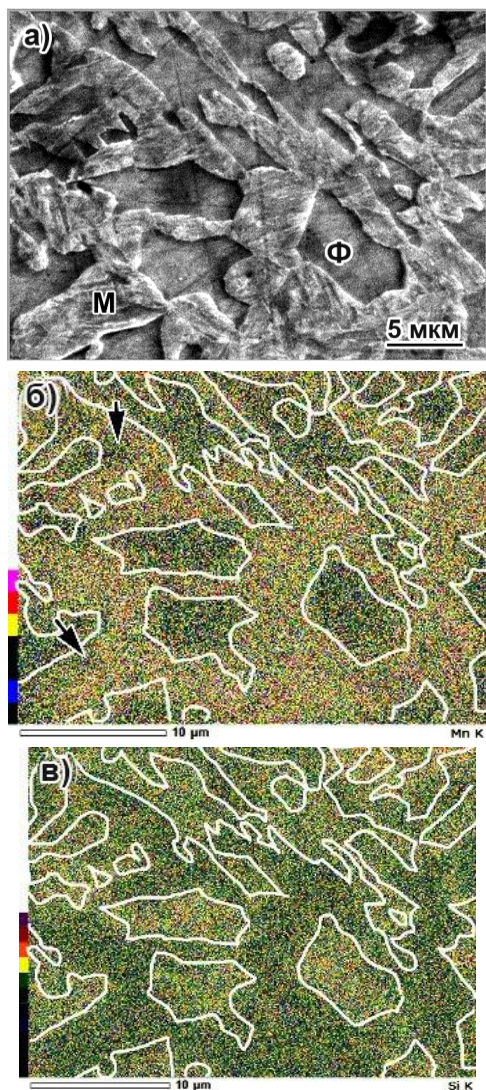


Рисунок 3.8 – Мікроструктура сталі (а) та відповідні карти розподілу марганцю (б) і кремнію (в) з накладеними контурами мартенситних ділянок (витримка при 830 °С впродовж 30 хв. Ф, М – ферит та мартенсит, відповідно)

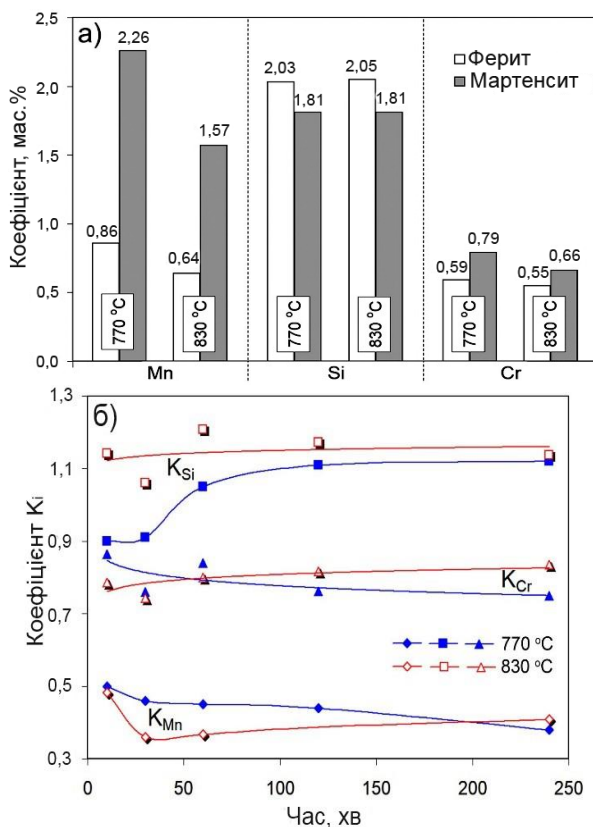


Рисунок 3.9 – Вплив температури витримки на вміст Mn, Si та Cr в фериті й мартенситі (витримка 240 хв) (а). Вплив тривалості витримки на коефіцієнти розподілу K_{Mn} , K_{Cr} і K_{Si} (б)

Внаслідок цього, коефіцієнт розподілу при 830 °C ($K_{Mn} = 0,40$) майже не змінився відносно 770 °C ($K_{Mn} = 0,38$). Феритостабілізуючий елемент кремній зосередився, переважно, в фериті, демонструючи однаковий коефіцієнт розподілу ($K_{Si} = 1,12-1,13$) для обох температур витримки. Характер розподілу хрому був подібний до марганцю, хоча його коефіцієнт розподілу K_{Cr} (0,75 для 770 °C і 0,83-1,20 для 830 °C) був набагато вищим, ніж у марганцю. Коефіцієнти розподілу для кремнію та хрому становили близько 1,0, тобто ці елементи були приблизно порівну розподілені між фазами (рис. 3.9,б). Натомість, значення коефіцієнту K_{Mn} (0,38-0,40) свідчили про те, що більша частина марганцю була

сконцентрована саме в аустеніті; вона була успадкована мартенситом після остаточного охолодження зразку після витримки.

При 770 °C перерозподіл марганцю і хрому відбувався з низькою швидкістю на всіх стадіях витримки (до 240 хв), що узгоджується з літературними даними [101] (втім, на відміну від даних [101]-[103], у цій роботі не було зафіксовано сегрегації марганцю на межі розділу «аустеніт/мартенсит»). Перерозподіл кремнію при 770 °C став помітним лише після 30 хв витримки, при цьому атоми кремнію концентрувались на міжфазних границях «аустеніт/мартенсит» (подібний профіль розподілу кремнію був раніше зафіксований у двофазних сталях після витримки при 740 °C [100]).

Слід відзначити, що навіть після 240 хв витримки розподіл кремнію в межах феритних зерен зберігав нерівномірний характер, тоді як «стрибки» концентрації марганцю відповідали лише карбідним часткам (рис. 3.5,а). Можливою причиною такої різниці в розподілі вказаних елементів є менша дифузійна рухливість кремнію в порівнянні з марганцем. Згідно з [103], коефіцієнт дифузії марганцю в аустеніті низьковуглецевої сталі (0,1 % C; 2,67 % Mn) становить $7,12 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$ (при 680 °C). В той же час, в роботі [100] встановлено, що коефіцієнт дифузії кремнію в двофазній (ферито-аустенітній) сталі при 740 °C становить $3,64 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2/\text{с}$ – для фериту і $2,50 \cdot 10^{-15} \text{ м}^2/\text{с}$ – для аустеніту. Така відмінність в дифузійній активності кремнію в різних фазах є причиною накопичення його атомів на межі розділу $\gamma\text{Fe}/\alpha\text{Fe}$. Крім того, наведений вище коефіцієнт дифузії кремнію в аустеніті є на порядок нижчим відносно марганця. Внаслідок цього марганець швидше дифундує від границі всередину зерна, знижуючи «сплески» його концентрації на міжфазних границях.

Таким чином тривалість витримки при 770 °C для дослідної сталі не повинна перевищувати 60 хв. Така витримка є достатньою для збільшення вмісту марганцю в аустеніті з метою його стабілізації та збільшення об'ємної частки $A_{\text{зал}}$. З іншого боку, перевищення вказаного часу витримки призведе до небажаного збіднення аустеніту кремнієм, що може стимулювати виділення цементиту з аустеніту під час бейнітної витримки. Останнє зменшить об'ємну частку $A_{\text{зал}}$, що негативно вплине на механічні властивості сталі [104]. При 830 °C перерозподіл марганцю відбувається набагато швидше і закінчується впродовж 30 хв. У зв'язку з цим витримка при 830 °C має бути мінімальною (~10 хв), що дозволить запобігти знеуглецюванню поверхні сталі, яке є можливим внаслідок підвищеної концентрації кремнію в сталі [105].

3.2 Визначення оптимальної температури гартування сталей 20С2Г2Б та 20С2Г2ХФМБ при Q&P-обробці

Результативність термічної обробки за технологією «Quenching and Partitioning» значною мірою залежить від правильного вибору температури переривання охолодження в мартенситному інтервалі. Температура гартування має забезпечувати отримання оптимального співвідношення об'ємних часток мартенситу та аустеніту, за якого буде досягнуто максимального насичення аустеніту вуглецем і, відповідно, – максимальної кількості залишкового аустеніту в структурі сталі (це є основним чинником, що визначає комплекс механічних та експлуатаційних властивостей Q&P-сталі). Вибір температури гартування при Q&P-обробці передбачає знання температури початку мартенситного перетворення та його кінетики в конкретній сталі. Визначення цих параметрів для сталей 20С2Г2Б та 20С2Г2ХФМБ проводили з використанням відомих математичних моделей, представлених в табл. 3.1, а також з урахуванням наведених вище експериментальних даних щодо міжфазового розподілу легуючих елементів при аустенітизації. Моделі (3.1)-(3.8) дозволяють достатньо точно розрахувати температуру M_s різних конструкційних сталей [106], при цьому рівняння (3.2) дає найбільш точний результат для сталей, близьких за легуванням до дослідних сталей.

Необхідні для розрахунків дані щодо положення критичних точок Ac_1 і Ac_3 , а також фазового складу сталі 20С2Г2Б під час нагріву в МКІ визначили за допомогою програми JMatPro. Температуру M_s досліджених сталей розраховували для випадку повної аустенітизації (950 °С а також часткової аустенітизації при температурах 770 °С (50 % фериту/50 % аустеніту), 830 °С (20 % фериту/80 % аустеніту) та 900 °С (10 % фериту/90 % аустеніту). Як видно з таблиці 3.2, температура M_s сталі 20С2Г2Б після повної аустенітизації при 950 °С становить 392 °С. Зменшення температури аустенітизації до 900 °С, 830 °С, 770 °С викликає поступове зниження M_s до 383 °С, 373 °С та 302 °С відповідно. Це пояснюється зміною хімічного складу аустеніту, а саме його збагаченням вуглецем і марганцем внаслідок зменшення об'ємної частки гамма-фази від 0 % (950 °С) до 50 % (770 °С). Вуглець має низьку розчинність у фериті, а тому він перерозподіляється до аустеніту, поступово збільшуючи його концентрацію в останньому до $\approx 0,39$ %. Крім того, паралельно відбувається збагачення аустеніту марганцем (рис. 3.9). Ці два фактори стабілізують аустеніт до мартенситного перетворення із відповідним зниженням температури M_s при зменшенні температури аустенітизації.

Таблиця 3.1

Емпіричні рівняння розрахунку температури M_s сталей [106]–[108]

Автори	Вираз	
van Bohemen	$M_s = 565 - 31[\text{Mn}] - 13[\text{Si}] - 10[\text{Cr}] - 18[\text{Ni}] - 12[\text{Mo}] - 600(1 - \exp(-0,96[\text{C}]))$	(3.1)
Andrews	$M_s = 539 - 423[\text{C}] - 30,4[\text{Mn}] - 17,7[\text{Ni}] - 12,1[\text{Cr}] - 11[\text{Si}] - 7,0[\text{Mo}]$	(3.2)
Rowland & Lyle	$M_s = 498,9 - 333,3[\text{C}] - 33,3[\text{Mn}] - 27,8[\text{Cr}] - 16,7[\text{Ni}] - 11,1[\text{Si} + \text{Mo} + \text{W}]$	(3.3)
Liu	$M_s = 525 - 350([\text{C}] - 0,05) - 45[\text{Mn}] - 30[\text{Cr}] - 20[\text{Ni}] - 16[\text{Mo}] - 5[\text{Si}] - 8[\text{W}] + 6[\text{Co}] + 15[\text{Al}] - 35[\text{V} + \text{Nb} + \text{Zr} + \text{Ti}]$	(3.4)
Mahieu	$M_s = 539 - 423[\text{C}] - 30,4[\text{Mn}] - 7,5[\text{Si}] + 30[\text{Al}]$	(3.5)
Nehrenberg	$M_s = 498,9 - 300[\text{C}] - 33,3[\text{Mn}] - 22,2[\text{Cr}] - 16,7[\text{Ni}] - 11,1[\text{Si} + \text{Mo}]$	(3.6)
Grange & Stewart	$M_s = 537,8 - 361,1[\text{C}] - 38,9[\text{Mn} + \text{Cr}] - 19,4[\text{Ni}] - 27,8[\text{Mo}]$	(3.7)
Hougardy	$M_s = 0,495 M_{\text{н}} + 0,00095 M_{\text{н}}^2 + 40$	(3.8)

Прим. У квадратних дужках – вміст відповідного елемента, мас. %

Таблиця 3.2

Температура M_s сталей 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ в залежності від температури аустенізації

Сталь	Температура M_s (°C) після нагріву при:			
	770 °C	830 °C	900 °C	950 °C
20C2Г2Б	302	373	383	392
20C2Г2ХФМБ	271	357	364	374

В сталі 20C2Г2ФМБ мартенситна точка M_s зменшується від 374 °C при 950 °C до 271 °C при 770 °C. При цьому, значення M_s сталі 20C2Г2ХФМБ є дещо нижчими за сталь 20C2Г2Б внаслідок наявності в її складі хрому.

Кінетику мартенситного перетворення досліджених сталей розраховували за рівнянням Койстінена-Марбурґера [109]:

$$f_M = f_A - \exp(-a_m \cdot (M_s - T_q)) \quad (3.9)$$

де T_q – температура гартування, a_m – fitting-параметр ($a_m = 0,012$).

Розрахункові криві кінетики мартенситного перетворення в сталях 20C2Г2Б і 20C2Г2ХФМБ представлені на рисунку 3.10. З них випливає, що в досліджуваних сталях мартенситне перетворення має кінетику, близьку до «вибухової», тобто більше 70 % мартенситу формується в інтервалі температур лише приблизно на 100 градусів нижче температури M_s .

Згідно з наведеними даними, в структурі сталі 20C2Г2Б, гартованої від 950 °C, при кімнатній температурі має зберігатися 1,15 % залишкового аустеніту. Зі зниженням температури аустенізації до 900 °C, 830 °C та 770 °C вміст $A_{\text{зал}}$ в структурі сталі має зростати до 1,28 %, 1,45 % та 3,39 %, відповідно, що обумовлено збільшенням вмісту вуглецю в аустеніті. Для більш легваної сталі 20C2Г2ХФМБ ці значення більш високі та становлять 1,43 %, 1,61 %, 1,75 % та 4,95 % для аустенізації при 950 °C, 900 °C, 830 °C та 770 °C, відповідно. Зростання вмісту залишкового аустеніту пояснюється додатковою присутністю хрому та молібдену.

Враховуючи отримані данні щодо температури початку мартенситного перетворення та його кінетики дослідних сталей, було розраховано оптимальну температуру припинення гартувального охолодження при Q&P обробці. Для цього використали методику, що спирається на положення концепції CPE [110], [111]. Ця концепція ґрунтується на певних припущеннях, які включають: (а) відсутність дифузії легувальних елементів; (б) повний перерозподіл вуглецю із мартенситу в аустеніт; (в) нерухомість міжфазної границі α/γ ; (г) відсутність процесів, що кон-

курують з перерозподілом вуглецю з мартенситу в аустеніт (до них відносяться бейнітне перетворення та виділення карбідів).

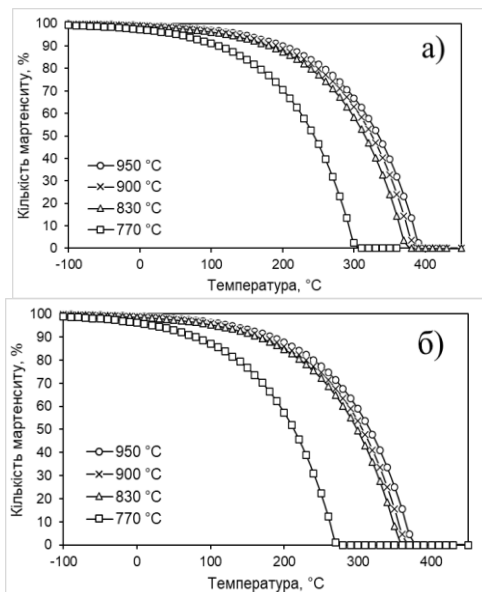


Рисунок 3.10 – Розрахункові криві кінетики мартенситного перетворення в сталях 20C2Г2Б (а) і 20C2Г2ХФМБ (б) після гартування від різних температур

Згідно концепції CPE, одразу після зупинення гартувального охолодження в інтервалі температур M_S - M_F вуглець починає перерозподілятися між мартенситом та аустенітом. Цей процес («Partitioning») закінчується в момент, коли мартенсит (ферит) досягає стану метастабільної рівноваги з аустенітом, тобто у всіх точках системи досягається однакове значення хімічного потенціалу вуглецю. Цей кінцевий стан відповідає умовній (обмеженій) рівновазі, яка ґрунтується на вказаних вище припущеннях. З їх урахуванням кінцевий хімічний склад аустеніту буде визначатися загальною концентрацією вуглецю в сталі та співвідношенням α - та γ -фаз на стадії «Partitioning».

В умовах нерухомості міжфазної границі кінцевий стан системи може бути описаний системою рівнянь (3.10-3.13), які враховують: а) баланс речовини по залізу (приймається, що кількість атомів заліза в двох фазах при «Partitioning» залишається незмінною); б) баланс речо-

вини по вуглецю; в) умову рівності хімічних потенціалів вуглецю в фериті та аустеніті (в останньому випадку не враховується вплив легувальних елементів):

$$f_{CPE}^{\gamma}(1 - X_{CPE}^{\gamma}) = f_i^{\gamma}(1 - X_{C_i}^{\gamma}) \quad (\text{баланс речовини по залізу}), \quad (3.10)$$

$$f_{CPE}^{\alpha} X_{CPE}^{\alpha} + f_{CPE}^{\gamma} X_{CPE}^{\gamma} = X_C^{\text{alloy}} \quad (\text{баланс речовини по вуглецю}), \quad (3.11)$$

$$X_{CPE}^{\gamma} = X_{CPE}^{\alpha} \cdot \exp \left[\frac{76789 - 43,8T - (169105 - 120,4T)X_{CPE}^{\gamma}}{RT} \right], \quad (3.12)$$

$$f_{CPE}^{\alpha} + f_{CPE}^{\gamma} = 1, \quad (3.13)$$

де T – абсолютна температура, К; X_C^{alloy} – вміст вуглецю в сталі, мол.%; f_i^{γ} – частка аустеніту перед «Partitioning», мол.%; $X_{C_i}^{\gamma}$ – початкова концентрація вуглецю в аустеніті, %; f_{CPE}^{α} та f_{CPE}^{γ} , X_{CPE}^{α} та X_{CPE}^{γ} – об'ємні частки α -фази та аустеніту, а також концентрації вуглецю в α -фазі та аустеніті, відповідно, при досягненні рівноваги в момент завершення перерозподілу вуглецю.

При цьому концентрація заліза (вуглецю) в аустеніті приймається як для випадку бінарного сплаву:

$$X_{Fe}^{\gamma} = 1 - X_C^{\gamma}. \quad (3.14)$$

В ході «Partitioning» об'ємна частка фаз може змінитися (тобто $f_{CPE}^{\gamma} \neq f_i^{\gamma}$) незважаючи на те, що міжфазна границя приймається нерухомою. Це пов'язано з тим, що перерозподіл атомів вуглецю між фазами передбачає невеликі взаємні підлаштування атомів в кожній з фаз, а також зміну густини металу та параметрів кристалічної ґратки (супроводжуваних її пружною деформацією), що в підсумку має призводити до незначної зміни об'ємної частки фаз.

Вибір оптимальної температури гартування при Q&P-обробці проводили з урахуванням даних щодо перерозподілу легувальних елементів під час аустенітизації (див. підрозділ 3.1), а також положення точки M_s та кінетики мартенситного перетворення досліджених сталей. Для випадку повної аустенітизації при 950 °C приймали утворення 100 % аустеніту з концентрацією вуглецю, що дорівнює загальній концентрації вуг-

лецю в досліджених сталях. При зменшенні температури аустенітизації до 900 °С, 830 °С та 770 °С вміст аустенітної фази поступово знижувався до 95 %, 80 % та 50 % відповідно. Враховуючи низьку розчинність вуглецю в α -фазі, приймали, що вуглець повністю перерозподіляється між α - та γ -фазами. З урахуванням зазначеного концентрація вуглецю в аустеніті в сталі 20С2Г2Б була розрахована як 0,20 %, 0,22 % та 0,36 % після витримки при 900 °С, 830 °С та 770 °С відповідно. Для сталі 20С2Г2ХФМБ вміст вуглецю в аустеніті склав 0,21 %, 0,26 % та 0,39%, відповідно.

На наступному етапі за рівняннями (3.10)-(3.14) розраховували хімічний склад аустеніту по завершенні «Partitioning», що дозволило визначити об'ємну частку аустеніту, яка перетвориться в свіжий мартенсит на завершальній стадії Q&P обробки. Для цього знову використали рівняння Koistinen-Marburger (3.9), а також розраховували температуру M_s цього аустеніту за рівнянням (3.2). Результати моделювання представлені на рис. 3.11 та 3.12 та в табл. 3.3.

Таблиця 3.3

Результати розрахунків за формулами (3.10)-(3.14) до визначення оптимальної температури гартування при Q&P обробці в залежності від температури аустенітизації ($A_{вих}$ – об'ємна частка аустеніту перед гартуванням)

Температура аустенітизації	T_Q , °С	$A_{зал} / A_{вих}$	$A_{зал}$, %	Вміст С в $A_{зал}$, %
Сталь 20С2Г2Б				
770 °С	209	0,32	16,38	1,10
830 °С	238	0,19	15,83	1,14
900 °С	238	0,17	15,80	1,14
950 °С	238	0,16	15,75	1,14
Сталь 20С2Г2ХФМБ				
770 °С	190	0,38	18,92	1,06
830 °С	231	0,22	17,63	1,13
900 °С	231	0,20	18,43	1,10
950 °С	231	0,18	17,97	1,11

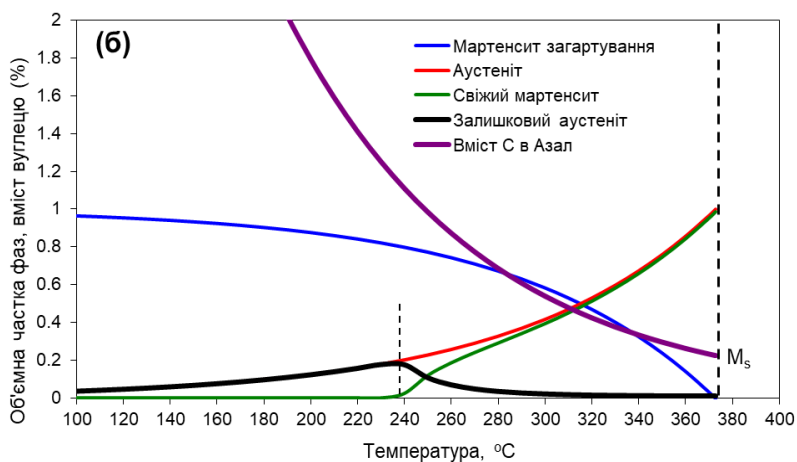
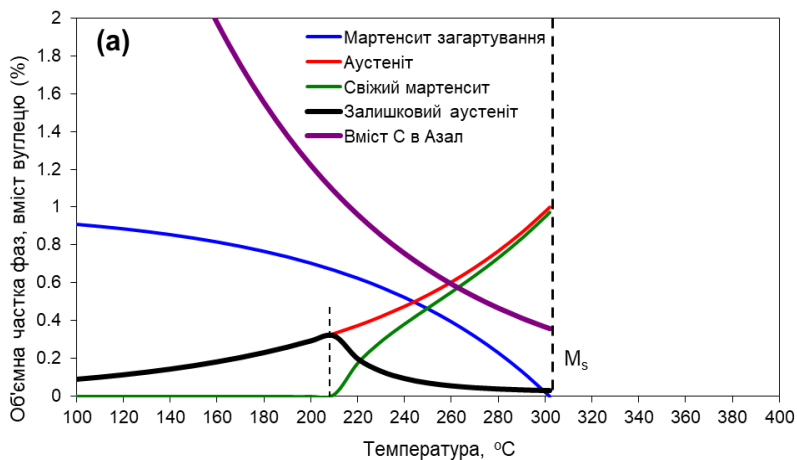


Рисунок 3.11 – Вплив температури гартування на фазовий склад та вміст вуглецю в аустеніті сталі 20С2Г2Б по завершенні Q&P обробки. Аустенітизація при 770 °C (а), 830 °C (б)

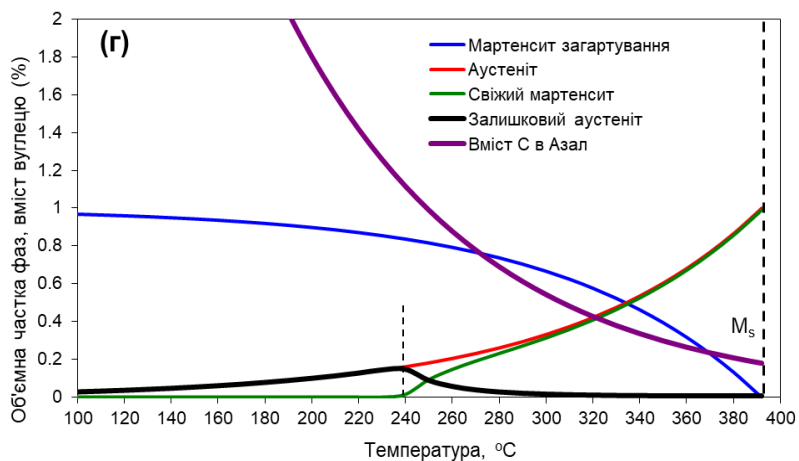
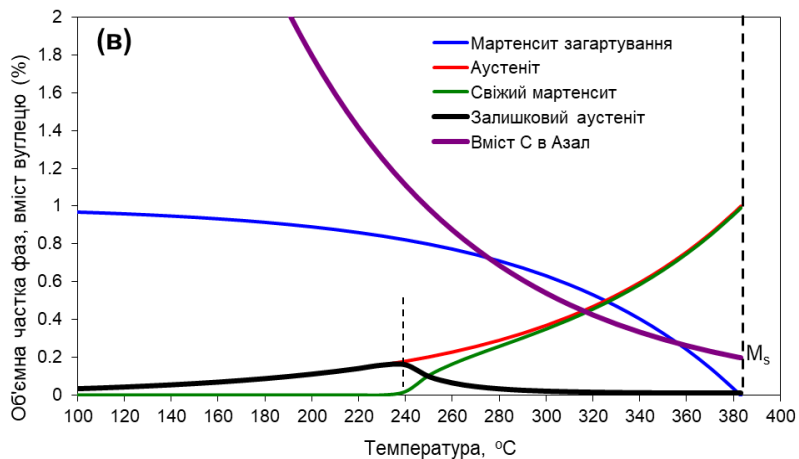


Рисунок 3.11 – Аустенітизація при 900 °C (в), 950 °C (г) (продовження)

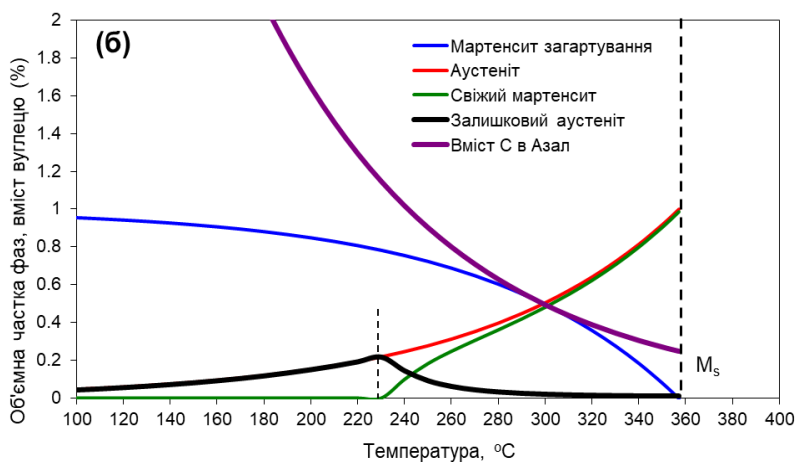
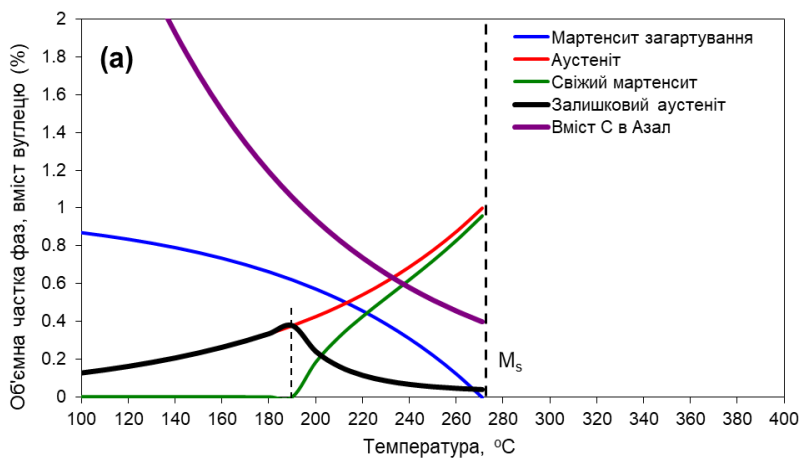


Рисунок 3.12 – Вплив температури гартування на фазовий склад та вміст вуглецю в ауспеніті сталі 20С2Г2ХФМБ по завершенні Q&P обробки. Ауспенітизація при 770 °C (а), 830 °C (б)

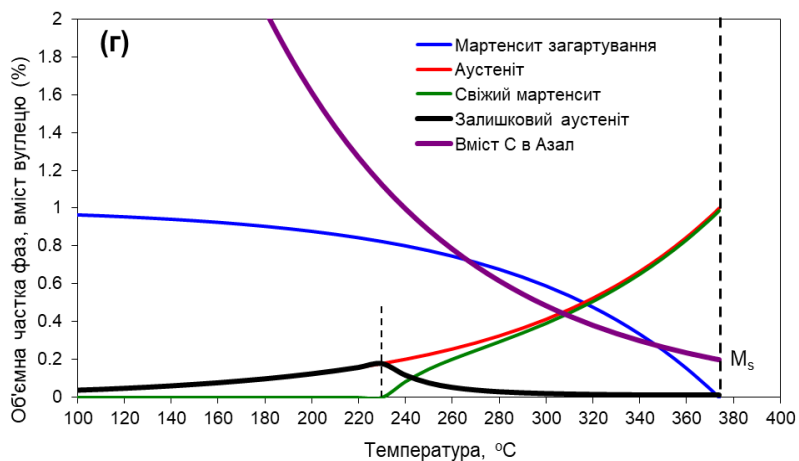
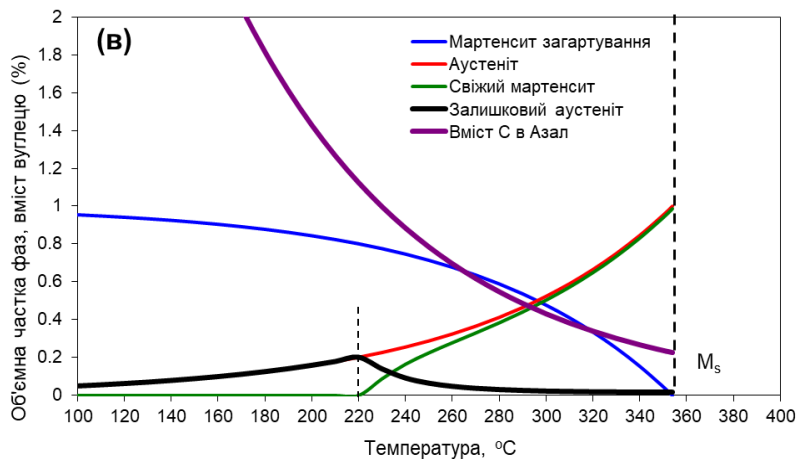


Рисунок 3.12 – Аустенітизація при 900 °C (в), 950 °C (г) (продовження)

За результатами моделювання було встановлено, що при проведенні Q&P обробки максимальний вміст залишкового аустеніту в сталі 20C2Г2Б (16,38 %) буде досягнуто за умов аустенізації при 770 °С та гартувального охолодження до 209 °С, при цьому відношення об'ємної частки $A_{\text{зал}}$ до вихідної кількості (тобто перед гартуванням) складе 0,32. У випадку сталі 20C2Г2ХФМБ максимальний вміст залишкового аустеніту (18,4-18,9 %) може бути досягнутий після аустенізації при 770 °С та охолодження до 190 °С, а також після аустенізації при 900 °С та охолодження до 231 °С.

За концентрації вуглецю, що відповідає максимуму на кривій для залишкового аустеніту, точка M_s досліджених сталей знижується до кімнатної, і, відповідно, свіжий мартенсит при завершальному охолодженні не утворюється. В міру подальшого зниження температури гартування концентрація вуглецю в залишковому аустеніті безперервно зростає, що пов'язано зі збільшенням кількості мартенситу гартування і, відповідно, зі зменшенням кількості аустеніту, в який може перерозподілятися вуглець. Враховуючи підвищений вміст вуглецю в залишковому аустеніті (1,06-1,14 %, табл. 3.3), можна припустити, що цей аустеніт буде стійким до бейнітного перетворення, повністю зберігаючись у структурі.

При виборі режиму Q&P обробки досліджуваних сталей необхідно орієнтуватися на інтервал температур гартування, близький до вказаних вище температур. Згідно з розрахунками, це забезпечить після Q&P термічної обробки отримання в структурі обох сталей більше 15 % $A_{\text{зал}}$, що позитивно позначиться на їх механічних властивостях. Занадто висока та надмірно низька (відносно оптимуму) температури гартування не забезпечать високу об'ємну частку залишкового аустеніту [112], [113].

3.3 Кінетика перетворення переохолодженого аустеніту в сталях 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ та морфологія продуктів перетворення

Проектування режиму термічної обробки, що включає ізотермічну витримку в бейнітному інтервалі температур, передбачає вивчення кінетики перетворення переохолодженого аустеніту під час охолодження і ізотермічної витримки. Вивчення кінетики перетворення аустеніту в сталях 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ проводили за допомогою комп'ютерного моделювання у програмі «JMatPro». Значення критичних точок

сталей, отримані моделюванням у «JMatPro», незначно відрізнялися від результатів експериментальних досліджень (див. розділ 3.2).

На рисунках 3.13 та 3.14 представлено діаграми ізотермічного перетворення сталі 20C2Г2Б для випадку повної аустенітизації із нагрівом до 930 °С (рис. 3.13) та сталі 20C2Г2ХФМБ – для випадків нагріву до 770 °С (сині лінії) та 900 °С (рожеві лінії) (рис. 3.14), які є близькими до границь МКІ області. При моделюванні розмір зерна для обох сталей приймали рівним 10 мкм.

Як видно, на діаграмах перлітна та бейнітна області розділені зоною підвищеної стійкості аустеніту, що є характерним для сталей, які леговано карбїдоутворюючими елементами. Зі зниженням температури нагріву та збільшенням вмісту легувальних елементів в сталі зона підвищеної стійкості переохолодженого аустеніту поступово знижається від ≈ 550 °С до 450 °С. В сталі 20C2Г2Б верхні границі перетворень «Аустеніт→Ферит» та «Аустеніт→Перліт» становлять 707 °С і 851 °С, відповідно (рис. 3.13). Кінетичний максимум утворення доєвтектоїдного фериту припадає на 647 °С з інкубаційним періодом 0,65 с. Перлітне перетворення, у свою чергу, відповідає інтервалу 527-697 °С з максимумом при 567 °С та інкубаційним періодом 3 с. Бейнітна область знаходиться нижче 533 °С; «ніс» бейнітної області відповідає 457 °С з інкубаційним періодом 0,5 с.

Легування сталі 20C2Г2ХФМБ хромом, молібденом та ванадієм підвищило (відносно сталі 20C2Г2Б) верхні температури перетворень «Аустеніт→Ферит» та «Аустеніт→Перліт» до 751 °С та 854 °С, відповідно, та знизило верхню температуру бейнітного перетворення до 508 °С (гартування від 900 °С, рис. 3.14). Температура, що відповідає кінетичним максимумам феритного та перлітного перетворень, зросла до 688 °С та 620 °С відповідно, а перетворення «Аустеніт→Бейніт» знизилася до 438 °С. Примітно, що сталь 20C2Г2ХФМБ показала підвищену стабільність переохолодженого аустеніту при кожній температурі в субкритичному діапазоні: мінімальний інкубаційний період для феритного/перлітного/бейнітного перетворень збільшився відносно сталі 20C2Г2Б в 27 разів, у 6 разів і в 4 рази, відповідно. При цьому додаткове легування більшою мірою підвищує стійкість аустеніту до феритного та перлітного перетворень, що призводить до більш вираженого відокремлення зони бейнітного перетворення на діаграмі [114]-[116]. Загальна тривалість перлітного та бейнітного перетворень збільшилась у 5,5 та 5 разів, відповідно. Таким чином, сталь 20C2Г2ХФМБ має більш високу прогартованість і більшу схильність до утворення бейніту порівняно зі сталлю 20C2Г2Б. Крім того, сталь 20C2Г2ХФМБ має нижчу температу-

ру початку мартенситного перетворення ($M_s=348\text{ }^{\circ}\text{C}$) порівняно зі сталлю 20С2Г2Б ($377\text{ }^{\circ}\text{C}$) через дещо більший вміст вуглецю та додаткове легування хромом і молібденом.

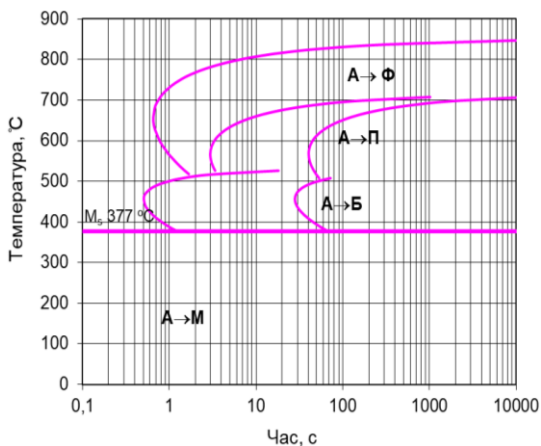


Рисунок 3.13 – Ізотермічна діаграма перетворення переохолодженого аустеніту в сталі 20С2Г2Б (аустенітизація при $930\text{ }^{\circ}\text{C}$)

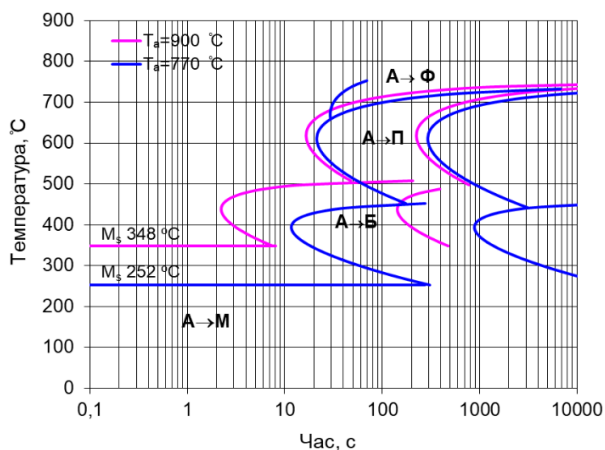


Рисунок 3.14 – Ізотермічні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту в сталі 20С2Г2ХФМБ після аустенітизації при $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ (сині лінії) та $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рожеві лінії)

Після аустенізації при 770 °С аустеніт в сталі 20С2Г2ХФМБ демонструє нижчі температури початку бейнітного та мартенситного перетворень ($B_s=458$ °С, $M_s=252$ °С) і вищу стабільність з мінімальним інкубаційним періодом 21,8 с для перлітного перетворення («ніс» діаграми при 612 °С) і 12 с – для бейнітного перетворення («ніс» діаграми при 400 °С). Ці значення у 5,3 та 1,3 рази, відповідно, перевищують аналогічні дані для бейнітного та перлітного перетворення, відмічені для випадку повної аустенізації. Крім того, тривалість перлітного та бейнітного перетворень зросла у 1,3 та 6,2 рази, відповідно. Значне сповільнення кінетики перетворення із зниженням температури аустенізації було пов'язано із збагаченням аустеніту вуглецем та легувальними елементами. З цієї точки зору сталь 20С2Г2ХФМБ після аустенізації при 770 °С є більш технологічною для термічної обробки, аніж 20С2Г2Б, особливо при обробці прокату більшої товщини.

Дані комп'ютерного моделювання було співставлено із результатами експериментального вивчення кінетики перетворення переохолодженого аустеніту. Зразки сталі 20С2Г2ХФМБ нагрівали в МКІ до 770 °С з подальшою ізотермічною витримкою нижче A_{c1} (350-650 °С) та завершальним охолодженням в воді. По завершенню обробки визначали твердість зразку. Старт перетворення аустеніту визначали за моментом початку зниження твердості внаслідок зменшення об'ємної частки мартенситу в гартованому зразку. Вплив температуро-часових параметрів ізотермічної витримки на твердість сталі наведено на рис. 3.15. Як можна бачити (рис. 3.15,а), нетривала витримка (до 60 с) при 350 °С істотно не вплинула на твердість сталі 20С2Г2ХФМБ, яка коливалася в межах 290-300 HV. Ці значення були дуже близькі до загартованого стану, що свідчить про відсутність перетворення аустеніту під час ізотермічної витримки. Після витримки впродовж 300 с твердість знизилася до 269 HV, що вказує на початок бейнітного перетворення. Витримка при 400 °С характеризувалася немонотонною зміною твердості: вона спочатку знизилася до 265 HV через 30 с, потім зросла майже до рівня загартованого стану (287 HV) через 300 с і, нарешті, зменшилася через 600 с витримки. Такий самий профіль твердості був характерний й для витримки при 450 °С впродовж 60-180 с із наступним її підвищенням до рівня «гартування» і стабілізацією аж до 600 с витримки. Зниження твердості на початку витримки при 400-450 °С можна пояснити механічною стабілізацією аустеніту через утворення сегрегацій атомів вуглецю на дислокаціях (старіння) [117]. При подовженні витримки ці сегрегації руйнувались внаслідок активної дифузії атомів вуглецю, що викликало зни-

ження стійкості аустеніту до мартенситного перетворення й зростання кількості мартенситу в структурі.

Під час витримки при 650 °C було виявлено лише одне різке зниження твердості (до 200 HV) після витримки впродовж 300 с (рис. 3.15, б), що вказувало на утворення великої кількості перліту внаслідок перлітного перетворення. Витримка при 500 °C (до 1200 с), 550 °C (до 600 с), 600 °C (до 30 с) не викликала зниження твердості менше 280 HV, тобто впродовж цього часу перлітне перетворення не відбувалось.

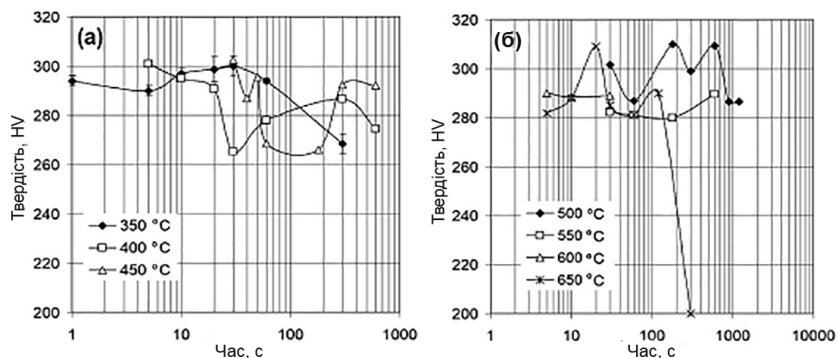


Рисунок 3.15 – Залежність твердості сталі 20C2Г2ХФМБ від часу витримки при 350-450 °C (а) і 500-650 °C (б) (аустенітизація при 770 °C)

Відповідні структури сталі представлені на рис. 3.16 і 3.17. Після витримки при 450 °C впродовж 600 с мікроструктура складалась із полігонального фериту та пограничних ділянок пластинчастого мартенситу; присутність бейніту виявлено не було (рис. 3.16). Крім того, в структурі фіксувались дисперсні карбіди розміром 20-150 нм; більш крупні включення (показані подвійною стрілкою на рис. 3.16,є) залягали переважно в мартенситних ділянках вздовж границь зерен, тоді як дрібні (нанорозмірні) карбіди розташовувались, в основному, всередині феритних зерен (показані одинарною стрілкою). Включення є карбідами (V,Nb)C, сформованими на стадії охолодження сталі після кування та прокатки.

Рисунок 3.17 ілюструє зміну мікроструктури сталі 20C2Г2ХФМБ впродовж витримки при 650 °C. Витримка тривалістю до 30 с привела до формування феритно-мартенситної структури, подібної до структури, утвореної витримкою при 450 °C. Єдина відмінність полягала в більшій кількості дрібних карбідів в межах феритних зерен (рис. 3.17, б, г, є).

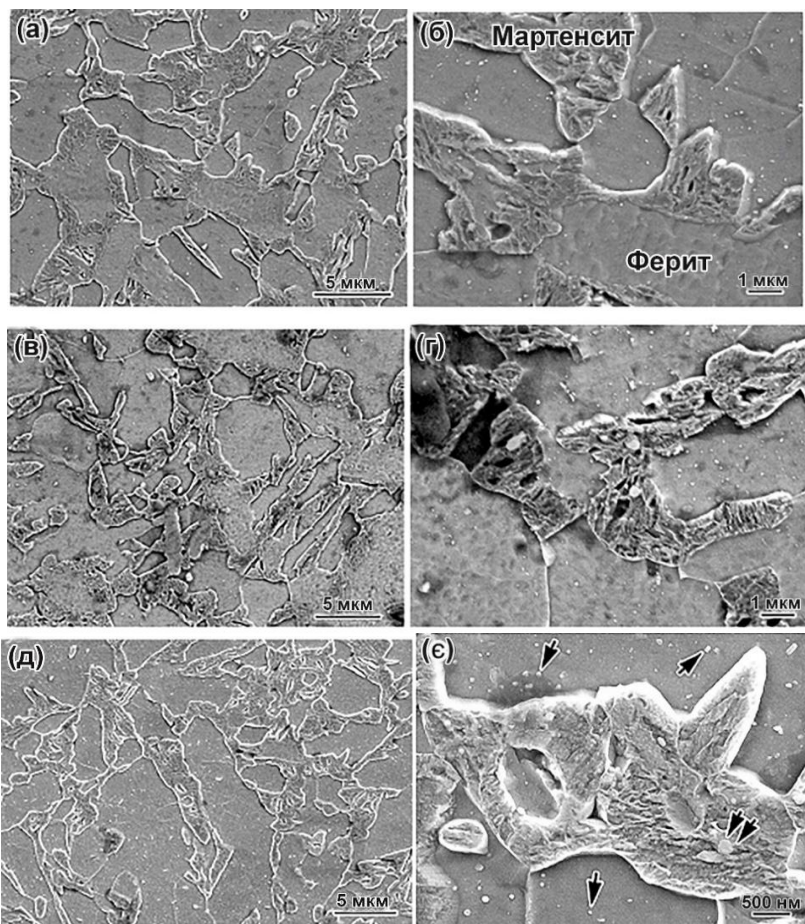


Рисунок 3.16 – Мікроструктура сталі 20C2Г2ХФМБ після витримки при 400 °С впродовж 30 с (а, б), 180 с (в, г) та 600 с (д, е)

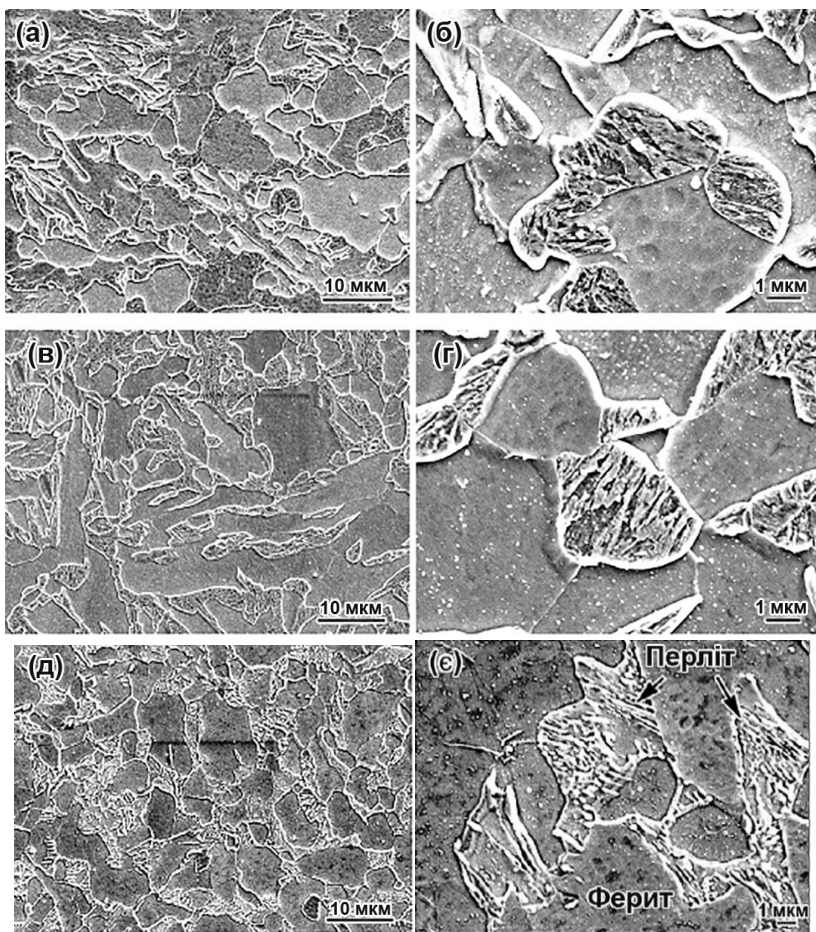


Рисунок 3.17 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після витримки при 650 °С впродовж 5 с (а, б), 30 с (в, г) та 300 с (д, е)

Після збільшення витримки при 650 °C до 300 с структура суттєво змінилася внаслідок появи пластинчастого та зернистого перліту [118] замість мартенситу. Це свідчить про те, що при витримці в інтервалі 30 - 300 с аустеніт перетворювався на перліт, а не залишався в структурі з формуванням мартенситу по завершенні витримки.

Результати дюрOMETричних випробувань підтвердили той факт, що після аустенізації при 770 °C аустеніт у сталі 20C3Г2ХФМБ має більш високу стабільність до фазового перетворення, аніж після повної аустенізації. При цьому інкубаційний період перетворення становив не менше 30 с (при 600 °C), 60 с (при 350 °C), 120 с (при 650 °C), 200 с (при 400 °C), 600 с (при 450 °C і 550 °C), і 1200 с (при 500 °C). Ці результати перевищують дані, отримані при комп'ютерному моделюванні із побудовою діаграми ізотермічного перетворення (рис. 3.14).

Підвищення стабільності переохолодженого аустеніту пояснюється збагаченням аустеніту вуглецем та марганцем під час витримки у міжкритичному інтервалі температур. Більш високий вміст вуглецю та комбінація легувальних елементів Si-Mn-Cr-Mo забезпечили уповільнену кінетику перетворення аустеніту, яка була близькою до високолегованих машинобудівних сталей, відомих своєю високою прогартуваністю. Така кінетика перетворення є вигідною для термічної обробки, оскільки дозволяє обробляти сталь більшого перетину та отримувати необхідні структурні компоненти (бейніт, залишковий аустеніт), уникаючи перетворення аустеніту в перліт.

4 ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНИЙ СТАН ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ TRIP-ASSISTED СТАЛЕЙ

4.1 Вплив температури аустенізації на структуру та механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ після термообробки за схемою «Austempering»

Як зазначено в розділі 1, стандартною схемою термічної обробки для TRIP-assisted сталей є «Austempering», який включає три етапи: (1) аустенізацію в МКІ, (2) ізотермічну витримку в бейнітному інтервалі температур та (3) остаточне охолодження по завершенні витримки. Температуру аустенізації, як правило, підбирають таким чином, щоб сформувати двофазну структуру «аустеніт + ферит» із приблизно однаковою часткою обох фаз. Таке співвідношення забезпечує максимальне насичення аустеніту вуглецем та марганцем, що є необхідною передумовою для стабілізації γ -фази як на стадії бейнітної витримки, так і при остаточному охолодженні до кімнатної температури. Вказана схема є прийнятною для обробки низьколегованих TRIP-assisted сталей, які не вміщують сильних карбідотворюючих елементів. Як було показано у попередньому розділі, додаткове легування TRIP-assisted сталі забезпечує підвищення прогартованості та потенційно вищий рівень механічних та технологічних властивостей, що є важливим для використання сталі у виробництві товстолистового прокату. Втім, при введенні в сталь Cr, Mo, W, V, які стимулюють карбідотворення, підвищення вмісту вуглецю в аустеніті (під час витримки в МКІ) може призвести до виділення карбідів на етапі бейнітного перетворення, що призведе до зниження механічних властивостей сталі. У зв'язку з цим виникає необхідність коригування співвідношення фаз в МКІ, і, відповідно, вмісту вуглецю в аустеніті перед бейнітною витримкою. Ці питання розглядаються в цьому розділі на прикладі комплекснолегованої TRIP-assisted сталі 20C2Г2ХФМБ.

Спираючись на дані щодо кінетики фазових перетворень в сталі 20C2Г2ХФМБ, які подано у попередньому розділі, експериментальні зразки піддавали термічній обробці, яка включала аустенізацію (з витримкою 10 хв) та подальшу ізотермічну витримку при 300 - 400 °С впродовж 5-20 хв; після витримки зразки охолоджували на спокійному повітрі (рис. 4.1). Температуру аустенізації (T_A) вибирали спираючись на положення критичних точок сталі, маючи на меті отримання різних

об'ємних співвідношень «аустеніт/ферит». Більш конкретно, аустенітизацію виконували при температурах в межах МКІ: 770 °С, 830 °С та 900 °С, які забезпечують формування структури «50 % Ф+50 % А», «25 % Ф+75 % А» та «5 % Ф+95 % А», відповідно. Додатково проводили аустенітизацію в однофазній області (950 °С), з отриманням повністю аустенітної структури.

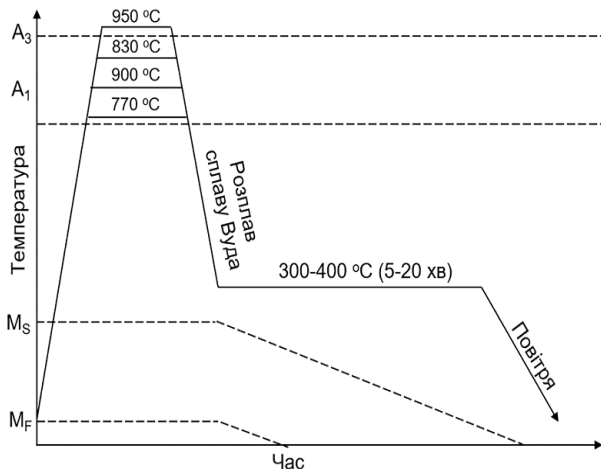


Рисунок 4.1 – Графік ізо термічного гартування сталі 20С2Г2ХФМБ

Параметри ізо термічної витримки (температура та час) були обрані на основі аналізу кінетики фазового перетворення аустеніту (див. розділ 3.3). Механічні властивості сталі, отримані за схемою «Austempering», порівнювали із властивостями зразків, підданих термічній обробці за звичайною схемою «гартування + відпуск» (температура гартування – 950 °С, охолодження в воді, відпуск при 600 °С впродовж 2 год).

На рис. 4.2-4.5 представлено криві розтягнення зразків, які ілюструють характер деформації досліджуваної сталі при одноосьовому розтягненні. Незалежно від режиму термічної обробки зразки демонстрували безперервну плинність із формуванням шийки перед руйнуванням. Аналіз кривих показує, що зі збільшенням температури аустенітизації при «Austempering» зростало максимальне навантаження, що витримував зразок перед руйнуванням. Максимальну пластичність продемонстрували зразки, аустенітизовані при 770 °С. Із підвищенням T_A пластичність поступово знижувалася.

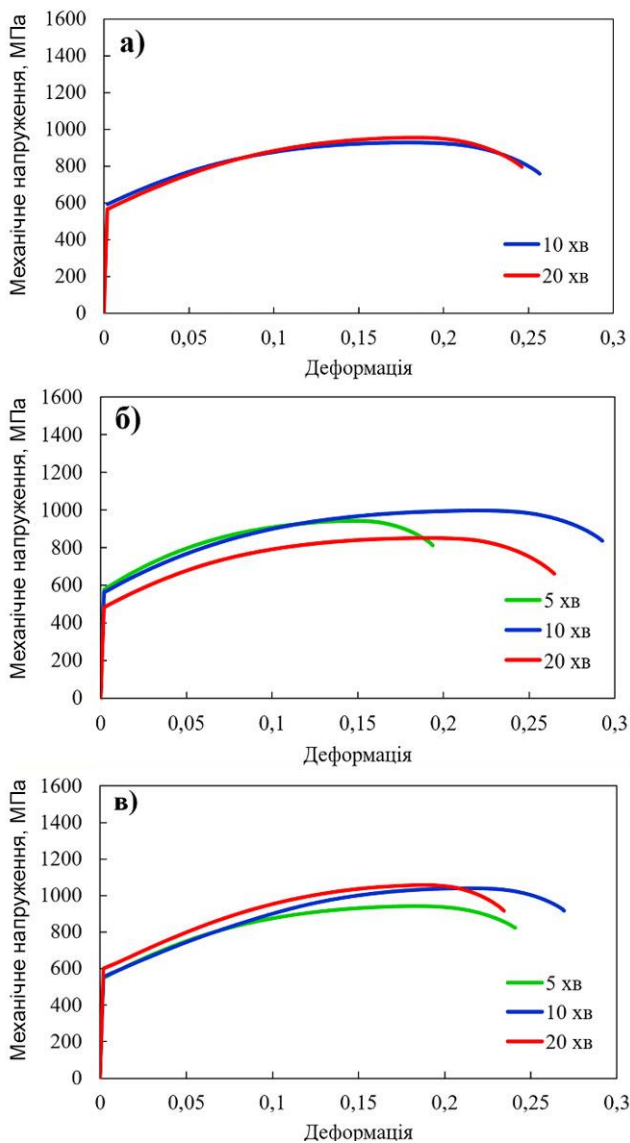


Рисунок 4.2 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після термообробки за схемою «Austempering» ($T_A = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а), $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б), $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в))

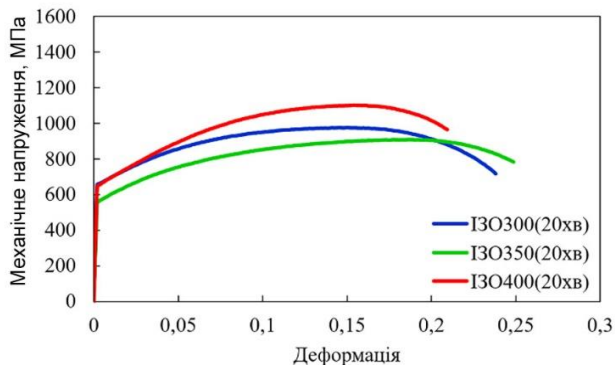


Рисунок 4.3 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після термообробки за схемою «Austempering» ($T_A = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка при 300-400 $^{\circ}\text{C}$)

Механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ після «Austempering» представлені на рис. 4.6-4.10 (на рисунки накладено пунктирні лінії, що відображають рівень властивостей сталі після гартування із відпуском). З рисунку 4.6,а випливає, що «Austempering» із $T_A = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$ забезпечує межу міцності на рівні 821-1018 МПа, що нижче або приблизно дорівнює міцності сталі у стані гартування та відпуску (1010 МПа). При підвищенні температури та часу ізотермічної витримки в бейнітному інтервалі температур міцність сталі зростає. Винятком є режим обробки $A_{770}I_{350}$: опір міцності зразків, оброблених за цим режимом, зростала на початкових стадіях витримки (до 10 хв) до 960 МПа, після чого знижувалась до 821 МПа.

Підвищення T_A до $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ призвело до незначного зростання показників міцності ($\sigma_{0.2}$, σ_B) сталі на 20 - 53 МПа. Режими «Austempering» із $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.6, б, в) додатково підвищили опір міцності сталі до 1040-1206 МПа та 1117-1329 МПа, відповідно. За рахунок зменшення об'ємної частки м'якої структурної складової (фериту) при переході від A_{c1} до A_{c3} межа міцності сталі перевищила міцність стандартно обробленої сталі (гартування + відпуск). Зі зростанням температури ізотермічної витримки опір міцності знизився на 17-166 МПа (для різних режимів із $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) та на 79-212 МПа ($T_A = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$). Таким чином, із підвищенням температури аустенізації вплив температури ізотермічної витримки на міцність сталі ставав більш вагомим.

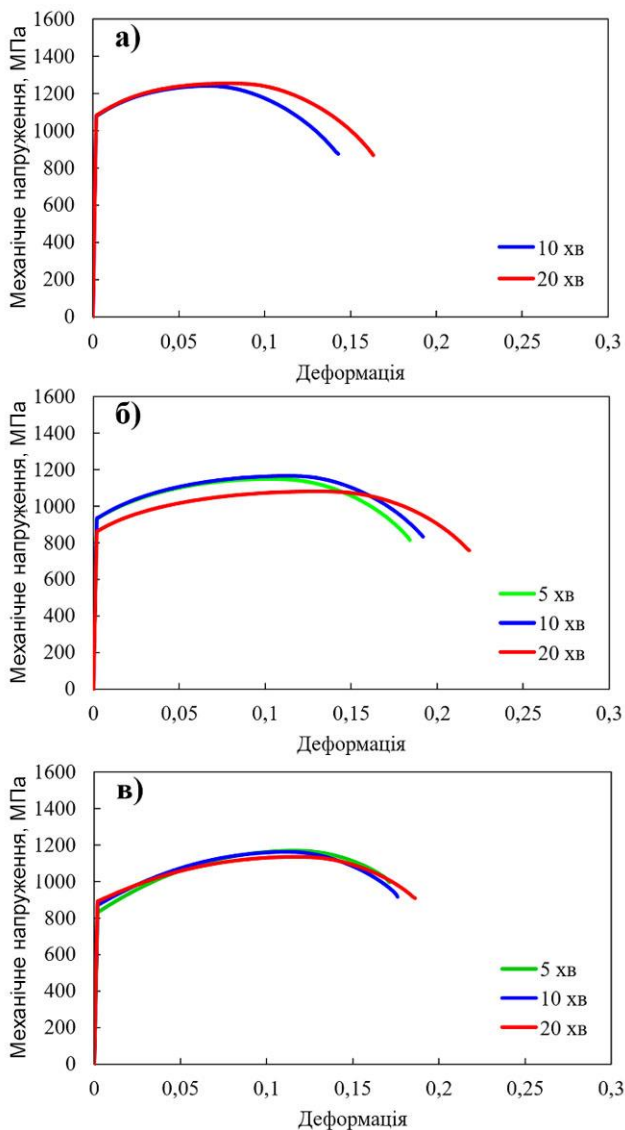


Рисунок 4.4 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2ХФМБ, оброблених за схемою «Austempering» із $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримкою при 300 °C (а), 350 °C (б), 400 °C (в)

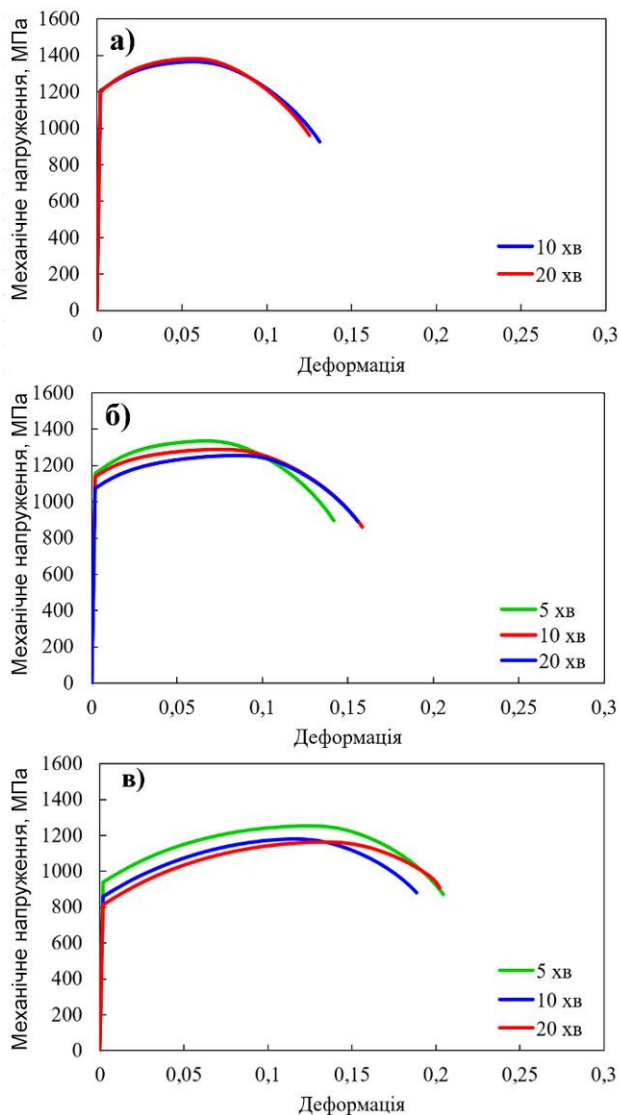


Рисунок 4.5 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2ХФМБ, оброблених за схемою «Austempering» із $T_A = 950^\circ\text{C}$ і витримкою при 300°C (а), 350°C (б), 400°C (в)

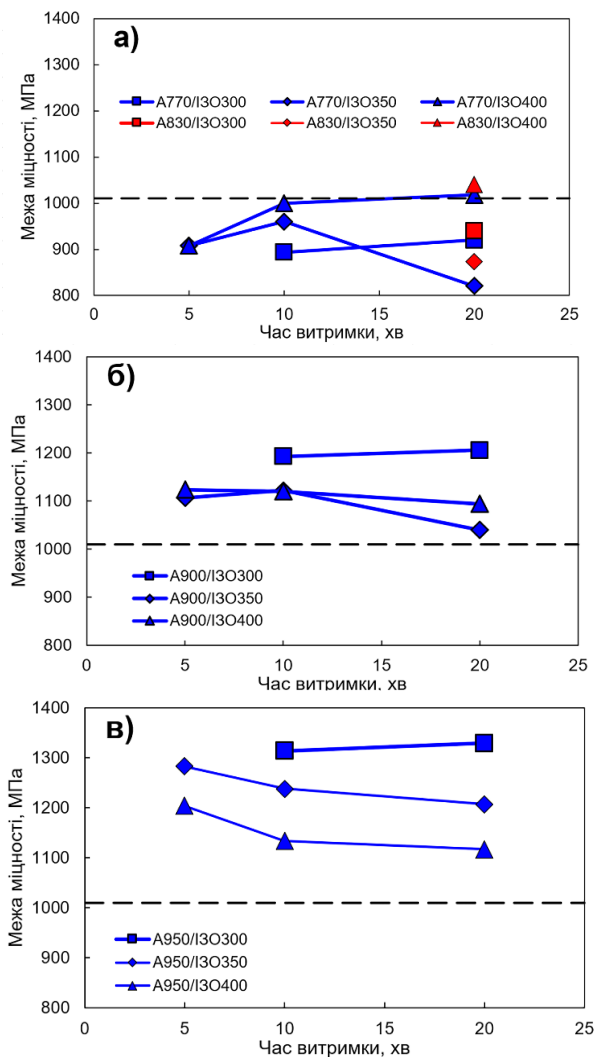


Рисунок 4.6 – Вплив тривалості ізотермічної витримки на межу міцності сталі 20C2Г2ХФМБ при обробці за схемою «Austempering» (аустенітизація при 770 °C і 830 °C (а), 900 °C (б), 950 °C (в))

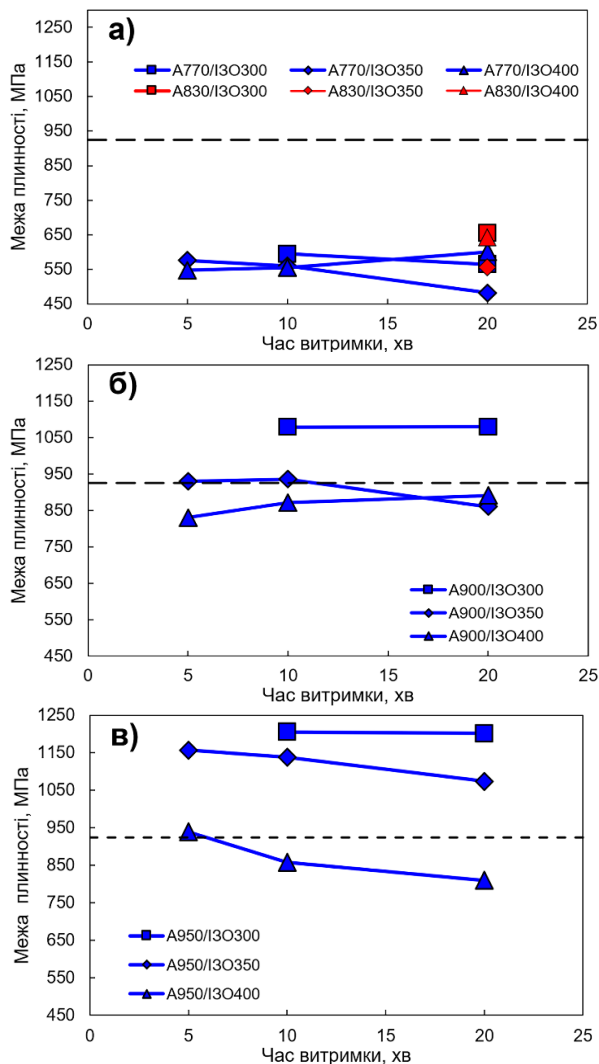


Рисунок 4.7 – Вплив тривалості ізотермічної витримки на межу плинності сталі 20C2Г2ХФМБ при обробці за схемою «Austempering» (аустенізація при 770 °C і 830 °C (а), 900 °C (б), 950 °C (в))

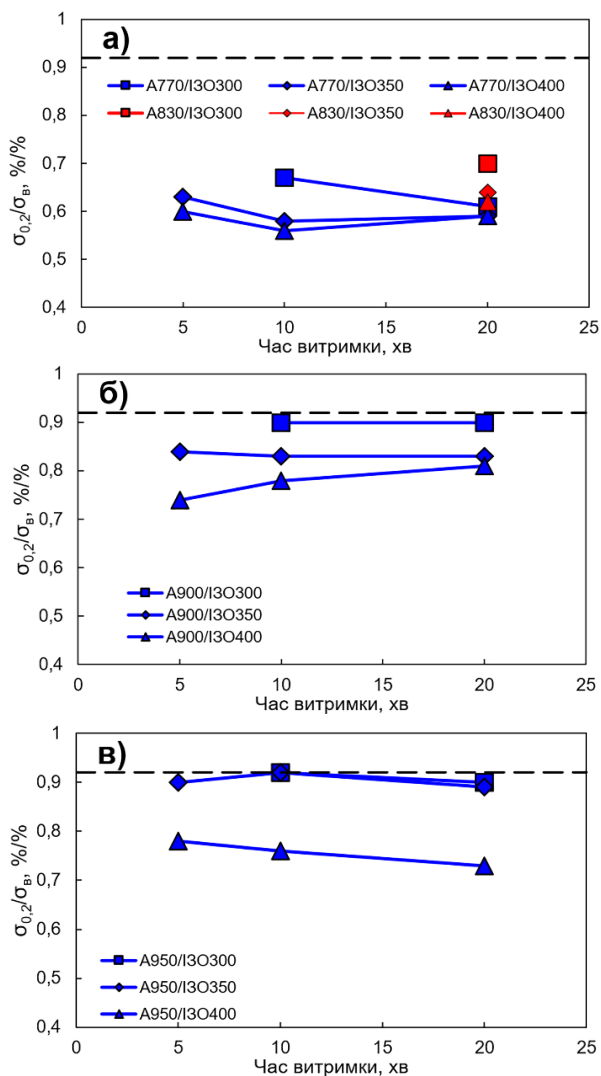


Рисунок 4.8 – Вплив тривалості ізотермічної витримки на співвідношення $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}}$ для сталі 20C2Г2ХФМБ при обробці за схемою «Austempering» (аустенізація при 770 °C і 830 °C (а), 900 °C(б), 950 °C (в))

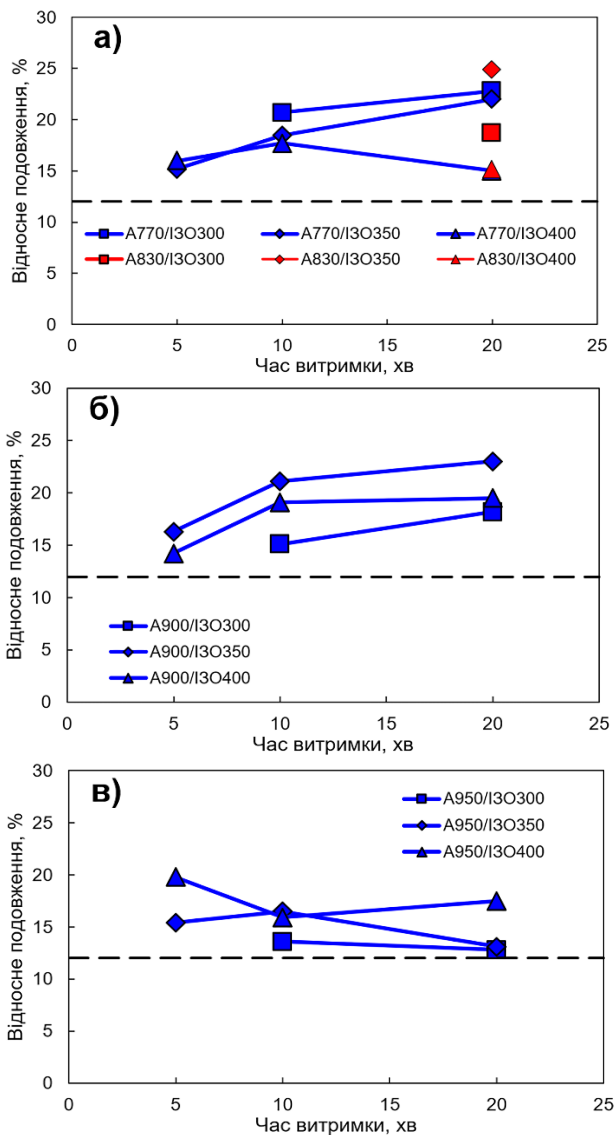


Рисунок 4.9 – Вплив тривалості ізотермічної витримки на відносне подовження сталі 20C2Г2ХФМБ при обробці за схемою «Austempering» (аустенітизація при 770 °C і 830 °C (а), 900 °C (б), 950 °C (в))

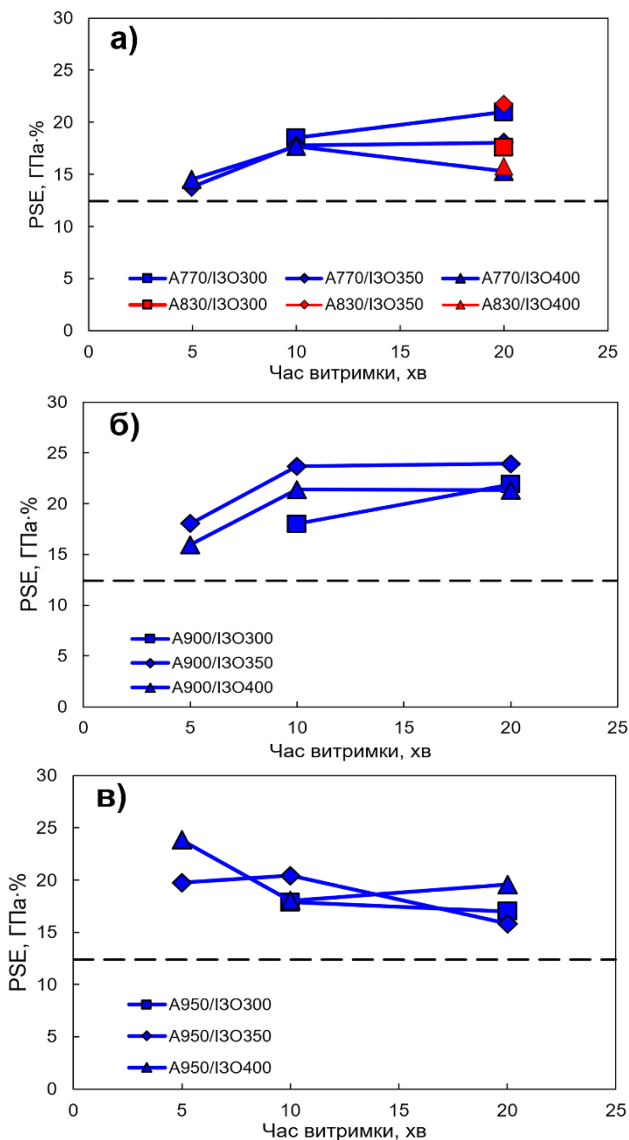


Рисунок 4.10 – Вплив тривалості ізотермічної витримки на параметр *PSE* сталі 20C2Г2ХФМБ при обробці за схемою «Austempering» (аустенізація при 770 °C і 830 °C (а), 900 °C (б), 950 °C (в))

Варто зазначити, що із подовженням ізотермічної витримки при 350-400 °С міцність сталі монотонно знижувалась. Протилежну картину було виявлено для витримки при 300 °С, під час якої міцність монотонно зростала. Це пояснюється уповільненою кінетикою фазових перетворень за цієї температури, що потребувало більш тривалої витримки для початку зниження міцності.

Із даних представлених на рисунку 4.7а, випливає, що межа плинності сталі 20С2Г2ХФМБ в стані обробки із $T_A = 770$ °С становить 482 - 601 МПа, що значно нижче рівня еталона (гартування + відпуск) (925 МПа). Примітно, що при низьких температурах ізотермічної витримки (300-350 °С) із подовженням часу витримки межа плинності поступово знижувалась, що могло бути обумовлено стабілізацією γ -фази та відповідним збільшенням об'ємної частки залишкового аустеніту. Під час ізотермічної витримки при 400 °С межа плинності сталі дещо знизилась внаслідок інтенсифікації дифузійних процесів та прискорення бейнітного перетворення із відповідним зменшенням кількості залишкового аустеніту. Температура ізотермічної витримки майже не впливала на межу плинності сталі.

«Austempering» із $T_A = 830$ °С забезпечив незначне (на 41-90 МПа) зростання загального рівня межі плинності сталі. В міру підвищення температури ізотермічної витримки від 300 °С до 400 °С конкретні значення $\sigma_{0,2}$ знизились у 2,2 рази (рис. 4.7, а). У випадках $T_A = 900$ °С та $T_A = 950$ °С межа плинності сталі 20С2Г2ХФМБ становила (в залежності від режиму ізотермічної витримки) 830-1080 МПа та 810-1206 МПа, відповідно (рис.4.7,б,в). Характер зміни $\sigma_{0,2}$ в залежності від температурно-часових параметрів ізотермічної витримки був аналогічний до межі міцності. Відзначимо, що збільшення температури аустенітизації викликало зменшення різниці між межею міцності і межею плинності сталі. Відповідно, співвідношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, яке опосередковано характеризує зміцнення сталі при пластичній деформації, зросло з 0,56-0,67 до 0,73-0,92; ці величини є в цілому більш низькими порівняно із гартуванням з відпуском (рис. 4.8). Зростання температури ізотермічної витримки знижувало співвідношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, за будь якої температури аустенітизації.

Усі застосовані режими «Austempering» забезпечили дослідженій сталі достатньо високі значення відносного подовження (δ) на рівні, що перевищував рівень стандартної обробки (рис. 4.9). Після «Austempering» із $T_A = 770$ °С відносне подовження становило 15,0-22,8 %. При «Austempering» за режимами $A_{770}I\Delta O_{300}$ та $A_{770}I\Delta O_{350}$ збільшення тривалості ізотермічної витримки забезпечило поступове зростання відносного подовження, яке досягло значень 22,0-22,8 % після

витримки впродовж 20 хв. Зміна відносного подовження зразків, оброблених за схемою $A_{770}I\dot{Z}O_{400}$, на початкових стадіях витримки мала аналогічний характер, але на пізніх стадіях витримки величина δ різко зменшилась до 15 %. Максимальний рівень δ дослідженої сталі (24,9 %) був досягнутий обробкою за режимом $A_{830}I\dot{Z}O_{350}(20 \text{ хв})$. Після «Austempering» за режимами $A_{830}I\dot{Z}O_{300}$ та $A_{830}I\dot{Z}O_{400}$ значення відносного подовження були нижчими (або на рівні) за аналогічні режими із $T_A = 770^\circ\text{C}$.

Згідно з рис. 4.9б, режими «Austempering» із $T_A = 900^\circ\text{C}$ забезпечили у сталі відносне подовження в межах 14,2-23,0 %, що, в цілому, відповідає термообробці із аустенітизацією при 770°C (15,0-22,8 %), незважаючи на набагато меншу об'ємну частку фериту. Із підвищенням температури витримки із 300°C до 350°C відносне подовження збільшувалось, сягаючи максимального значення (23,0 %) після витримки при 350°C впродовж 20 хв. Подальше підвищення температури витримки до 400°C викликало незначне зниження рівня δ . Для кожної температури ізотермічної витримки відносне подовження зростало із подовженням витримки. Для зразків, аустенітизованих при 950°C , відносне подовження змінювалось немонотонно в залежності від температури та тривалості ізотермічної витримки (рис. 4.9, в). При цьому рівень δ знаходився в межах 12,8-19,8 %, що є нижчим відносно інших режимів ізотермічної «Austempering», але вищим у порівнянні із поліпшеним станом.

На рис.4.10 показано зміну параметру PSE в залежності від режиму «Austempering». Ізотермічна витримка із аустенітизацією при 770°C забезпечила PSE на рівні 13,8-21,0 ГПа·%, при цьому максимальний рівень PSE при даній температурі аустенітизації (21 ГПа·%) був досягнутий обробкою за режимом $A_{770}I\dot{Z}O_{300}(20 \text{ хв})$. Підвищення температури ізотермічної витримки викликало зниження PSE , а підвищення тривалості витримки привело до підвищення цього параметру. При зростанні температури аустенітизації до 900°C параметр PSE підвищився до 16,0-23,9 ГПа·%, що, перш за все, було обумовлено ростом міцності сталі при збереженні підвищеної пластичності (остання відбулося незважаючи на зниження об'ємної долі фериту). Максимальне значення PSE (23,9 ГПа·%) було досягнуто після витримки при 350°C впродовж 20 хв.

Характер впливу параметрів «Austempering» із аустенітизацією при 950°C на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ суттєво відрізняється від того, що було відмічено для інших температур аустенітизації. В даному випадку максимальний комплекс властивостей ($PSE = 23,8 \text{ ГПа}\cdot\%$) досягається при реалізації режиму $A_{950}I\dot{Z}O_{400}$ із ко-

роткою витримкою; із подовженням витримки параметр *PSE* дещо знижується до 18,0-19,6 ГПа·%. Слід відмітити, що «Austempering» із витримкою при температурі 350 °С, яка забезпечувала високий комплекс властивостей за інших температур аустенізації, у разі $T_A = 950$ °С призвела до отримання невисокого рівня *PSE*, який на пізніх стадіях витримки ще й знизився до мінімуму (15,8 ГПа·%) для цієї температури аустенізації.

Для комплексної оцінки впливу температури аустенізації на механічні властивості ізотермічно гартованої сталі 20C2Г2ХФМБ отримані експериментальні дані були нанесені на діаграму в координатах «Межа міцності-Відносне подовження» (рис. 4.11). Як випливає з діаграми, дев'ять із двадцяти семи застосованих режимів забезпечують сталі 20C2Г2ХФМБ значення *PSE* вищі за 20 ГПа·%, що відповідає мінімальному для АНСС рівню цього критерія. Максимальну міцність ($\sigma_b = 1329$ МПа) при подовженні 12,8 % забезпечила обробка за режимом $A_{950}I_{300}(20 \text{ хв})$. Максимальна пластичність ($\delta = 24,9$ %), в свою чергу, була досягнута обробкою за режимом $A_{830}I_{350}(20 \text{ хв})$ (у цьому випадку межа міцності становила 874 МПа). В цілому, з підвищенням температури аустенізації (тобто, зі зниженням об'ємної частки м'якої фази – фериту) показники міцності сталі монотонно зростали від $\sigma_b \approx 800\text{--}1000$ МПа (режими із $T_A = 770$ °С) до $\sigma_b \approx 1100\text{--}1300$ МПа (режими із $T_A = 950$ °С). Що стосується пластичності, то її максимальні значення були досягнуті ізотермічною обробкою із $T_A = 830$ °С (це сталося всупереч зниженню частки феритної фази відносно режимів із $T_A = 770$ °С). При термічній обробці за схемою «Austempering» оптимальний комплекс механічних властивостей сталі 20C2Г2ХФМБ відповідав режимам: $A_{900}I_{350}(10 \text{ хв})$ та $A_{900}I_{350}(20 \text{ хв})$ у цих випадках показник *PSE* досяг своїх максимальних значень (23,7-23,9 ГПа·%). Це було забезпечено, насамперед, досить високим рівнем відносного подовження сталі (21-23 %).

На рис. 4.12 представлено результати випробувань сталі 20C2Г2ХФМБ на ударний згин. Максимальна ударна в'язкість відповідала ізотермічній обробці із аустенізацією при 770 °С. Із зростанням температури витримки ударна в'язкість поступово знижувалась: від 202 Дж/см² при 300 °С до 105 Дж/см² (при 350 °С) і далі – до 23 Дж/см² (при 400 °С) (в усіх випадках тривалість витримки становила 20 хв). Підвищення температури аустенізації до 830 °С знизило загальний рівень *KCV* до 58-103 Дж/см², а характер впливу температури витримки на ударну в'язкість не змінився відносно $T_A = 770$ °С. У випадках обробки із $T_A = 900\text{--}950$ °С максимальний рівень в'язкості відповідав витри-

мці при 350 °С. Слід відмітити, що рівень KCV для $T_A = 900$ °С був нижчим за 950 °С попри відсутність в останньому випадку фериту в структурі зразків.

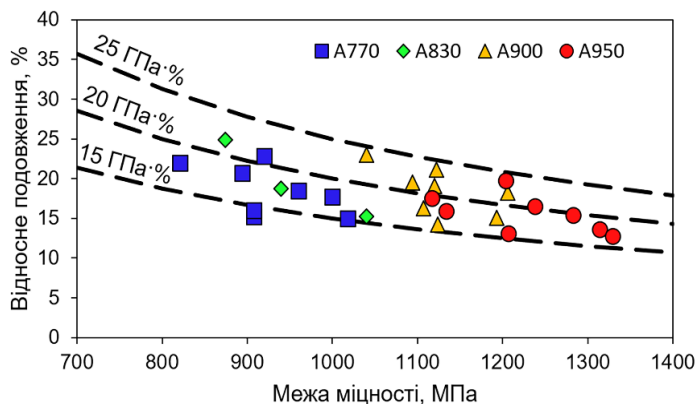


Рисунок 4.11 – Взаємозв'язок «міцність-пластичність» для ізотермічно гартованої сталі 20C2Г2ХФМБ із різною температурою аустенізації

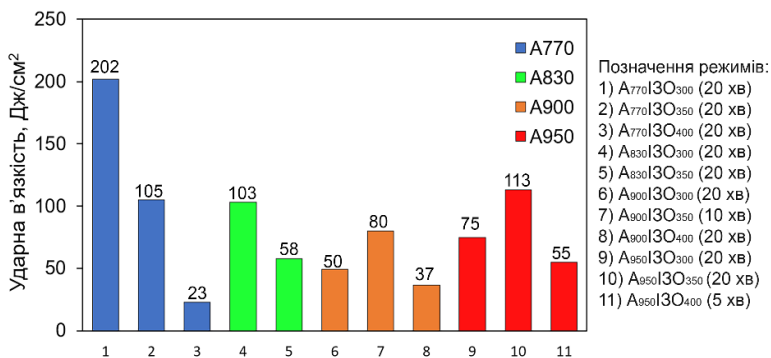


Рисунок 4.12 – Вплив параметрів «Austempering» на ударну в'язкість сталі 20C2Г2ХФМБ

На рисунку 4.13 показана мікроструктура термічно оброблених зразків сталі 20C2Г2ХФМБ. Обробка за режимом A770I3O350(20 хв) забезпечила формування структури, що складається з полідрічних зерен фериту та бейнітних ділянок (4.13,а). Бейніт має переважно пластинчасту будову; вздовж границь зерен був присутній у незначній кількості зер-

нистий бейніт (рис. 4.13,б). В зернах фериту було виявлено нанорозмірні вclusions (показані стрілками на рисунку 4.13,в), які ідентифікували ЕДС-аналізом, як складний карбід (Nb,V,Mo)C на основі ніобію (рис. 4.13,г).

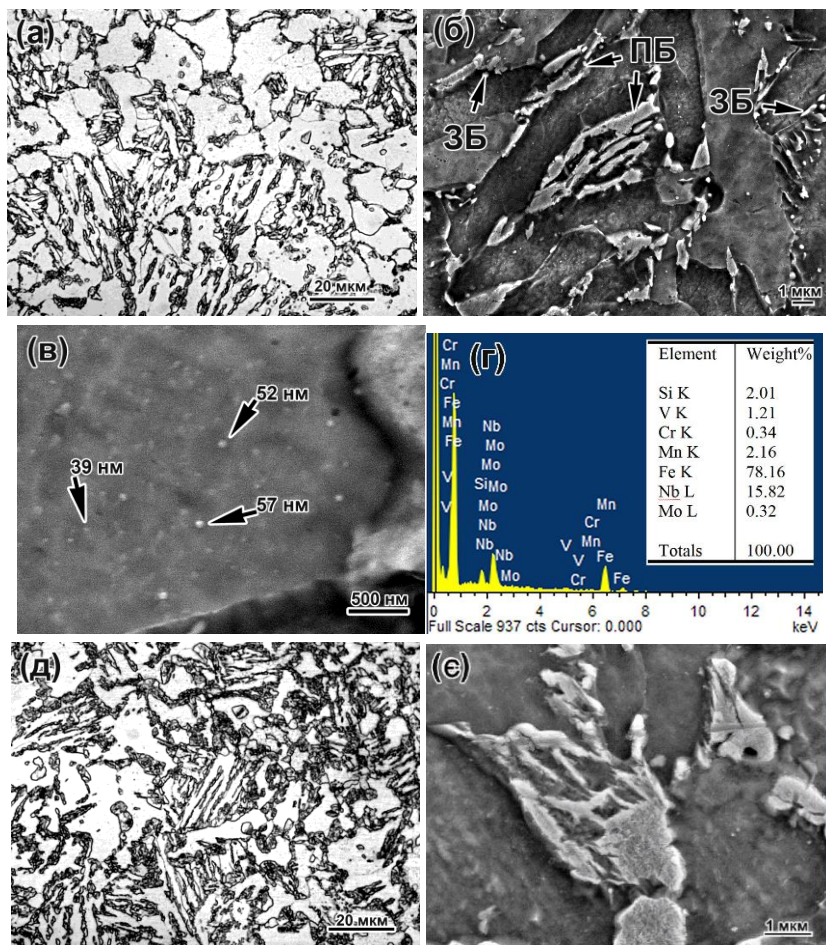


Рисунок 4.13 – Мікроструктура зразків, підданих витримці при 350 °C після аустенізації при: (а-г) 770 °C, (д, е) 830 °C. На (г) представлено ЕДС-спектр карбідного вклюдження (ПБ – пластинчастий бейніт, ЗБ – зернистий бейніт)

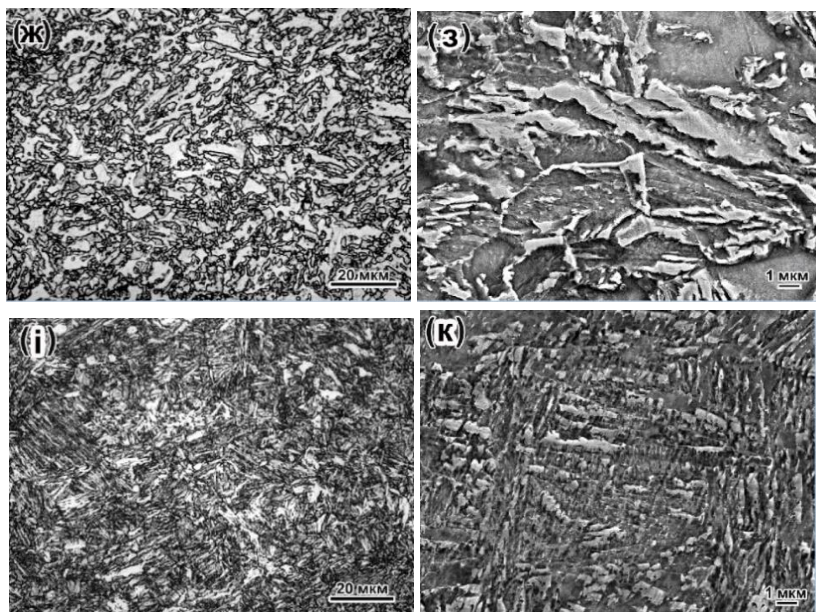


Рисунок 4.13 – (ж, з) 900 °С, (і, к) 950 °С (продовження)

Підвищення температури аустенізації до 830 °С призвело до збільшення об'ємної частки бейніту за рахунок збільшення площі бейнітних ділянок вздовж границь зерен (показані на рисунках 4.13 д, 4.13 є). При $T_A = 900$ °С об'ємна частка фериту значно зменшилася, а структура стала переважно бейнітною, причому бейнітові рейки стали коротшими (фрагментованими) із втратою переважної орієнтації (рис. 4.13 ж, режим $A_{900}I_{30}O_{350}(20 \text{ хв})$). Нагрів у однофазну аустенітну область виключив присутність структурно-вільного фериту, тому вся структура складалась із бейніту у вигляді коротких пакетів паралельних (частково фрагментованих) пластин α -фази (рис. 4.13,з,і; режим $A_{950}I_{30}O_{350}(20 \text{ хв})$).

Фазовий стан ізотермічно оброблених зразків був досліджено за допомогою рентгенівської дифракції, результати якої показано на рисунку 4.14,а (для режимів із витримкою при 350 °С впродовж 20 хв). Усі зразки показали однакову дифракційну картину із інтенсивними піками α -фази і слабкими піками γ -фази. Об'ємна частка залишкового аустеніту показана для різних режимів обробки на рис. 4.14,б. Найнижчий вміст $A_{3ал}$ (2,48 %) відповідає аустенізації при 770 °С. Зі збільшенням тем-

пературі аустенізації до 900 °С вміст $A_{\text{зал}}$ поступово зріс до максимуму – 8,65 %. Подальше підвищення температури аустенізації призвело до зменшення об'ємної частки $A_{\text{зал}}$, але її значення були вдвічі вищими за 770 °С. Мінімальний вміст вуглецю в залишковому аустеніті (0,82 %) відповідав аустенізації при 770 °С; для інших температур аустенізації вміст вуглецю коливався у діапазоні 1,18-1,24 %.

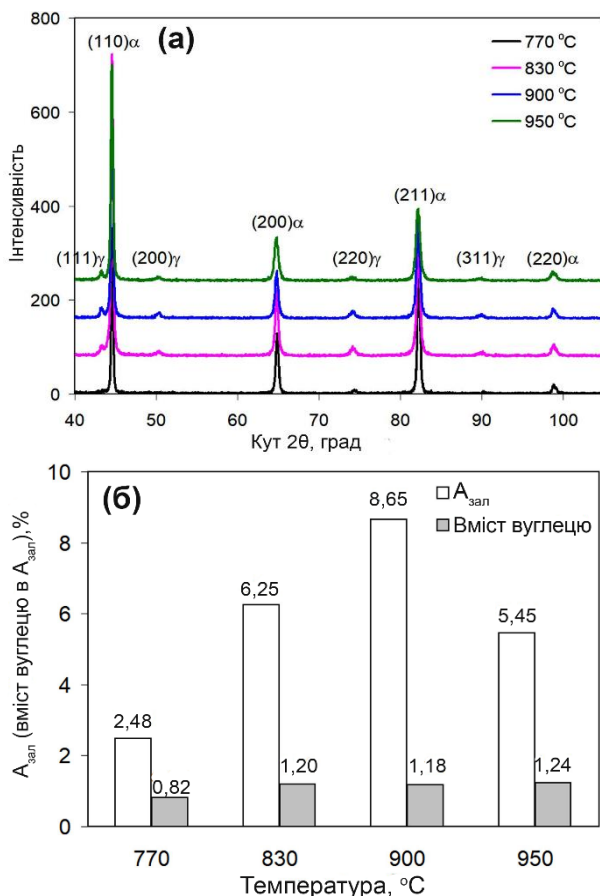


Рисунок 4.14 – (а) Дифрактограми термооброблених зразків. (б) Об'ємна частка $A_{\text{зал}}$ та вміст вуглецю в $A_{\text{зал}}$ в залежності від температури аустенізації. Дані представлені для випадку режимів із витримкою при 350 °С впродовж 20 хв.

На рис. 4.15-4.18 наведені зображення тонкої структури термічно оброблених зразків, отримані за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії. «Austempering» за режимом $A_{770}I3O_{350}(20 \text{ хв})$ привів до утворення пластин альфа-фази шириною приблизно $0,68 \pm 0,17 \text{ мкм}$, між якими спостерігались плівкові прошарки залишкового аустеніту (рис. 4.15,а). Всередині феритних пластин спостерігаються дислокаційні скупчення та нанорозмірні карбідні включення.

Відмінністю даної структури є конгломерати карбідів цементиту у формі грубих подовжених пластин/волокон товщиною приблизно $0,05 \pm 0,014 \text{ мкм}$, що залягають між феритними пластинами (рис. 4.15,б). Присутність цементиту підтверджується темнопольним зображенням, зробленим в рефлексії цементиту (рис. 4.15,в), а також аналізом електронної дифракції з включення, яка ідентифікувала орторомбічну решітку, характерну для карбіду M_3C . При аналізі тонкої структури зразка, обробленого за режимом $A_{830}I3O_{350}(20 \text{ хв})$, цементитні карбіди не були зафіксовані. Натомість виявили значно більшу кількість залишкового аустеніту у вигляді плівкових включень між рейками фериту (рис. 4.16,а). Аустеніт був ідентифікований аналізом електронної дифракції (рис. 4.16,б). Всередині феритних рейок зафіксовано велику кількість дислокацій, які сформували дислокаційні стінки, утворивши субзеренну структуру фериту (рис. 4.15,г). Після обробки за режимом $A_{900}I3O_{350}(20 \text{ хв})$ тонка структура бейнітних рейок була більш розмитою через підвищену щільність дислокацій (рис. 4.17,а). Залишковий аустеніт був присутній у вигляді плівкових включень шириною $0,09 \pm 0,02 \text{ мкм}$ та у вигляді острівкових ділянок розміром $0,26 \pm 0,04 \text{ мкм}$ (рис. 4.17,б-г). Такі ж самі особливості тонкої структури були характерні й для зразка, обробленого за режимом $A_{950}I3O_{350}(20 \text{ хв})$ (рис. 4.18 а-в). Таким чином, після ізотермічної обробки із аустенітизацією при $830\text{--}950 \text{ }^\circ\text{C}$ в структурі сталі цементит не фіксувався.

Рис. 4.19 демонструє характер поверхні зламу ударних зразків в залежності від температури аустенізації (показані зразки, оброблені із витримкою при $350 \text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 20 хв). При $T_A = 770 \text{ }^\circ\text{C}$ поверхня зламу складалась із ділянок крихкого та в'язкого руйнування у приблизно рівній пропорції (рис. 4.19,а). Крихкі ділянки являли собою фасетки квазі-сколу, в'язкі ділянки складались із невеликих витягнутих ямок розмірів $0,3\text{--}3,5 \text{ мкм}$ у поперечному перерізі. При $T_A = 830 \text{ }^\circ\text{C}$ на зламу переважали крихкі ділянки (рис. 4.19,б).

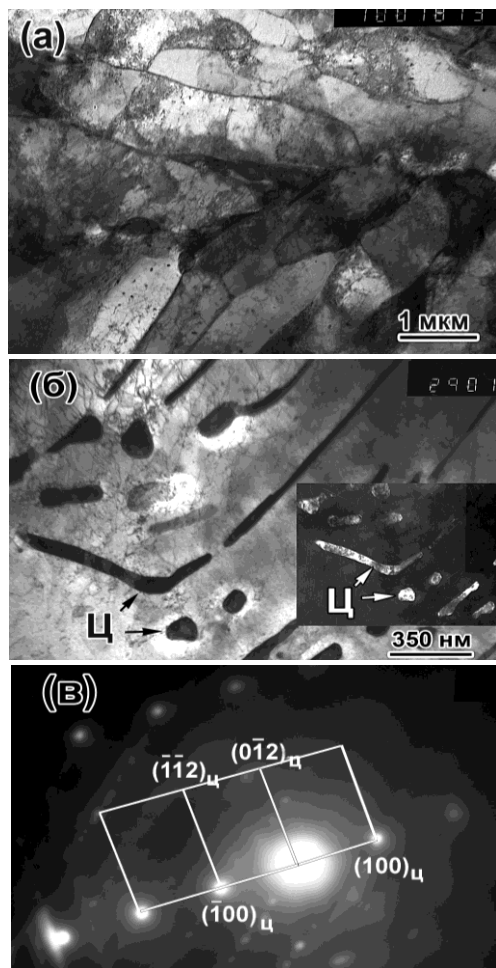


Рисунок 4.15 – ТЕМ-зображення структури після обробки за режимом $A_{770}I_{350}$ (20 хв): (а) феритні пластини, (б) пластини цементиту (Ц) між феритними пластинами (на вставці – темнопольне зображення в рефлексі цементиту), (в) електронна дифракція із області (б) із зображенням осі зони $[02\bar{1}]$ цементиту

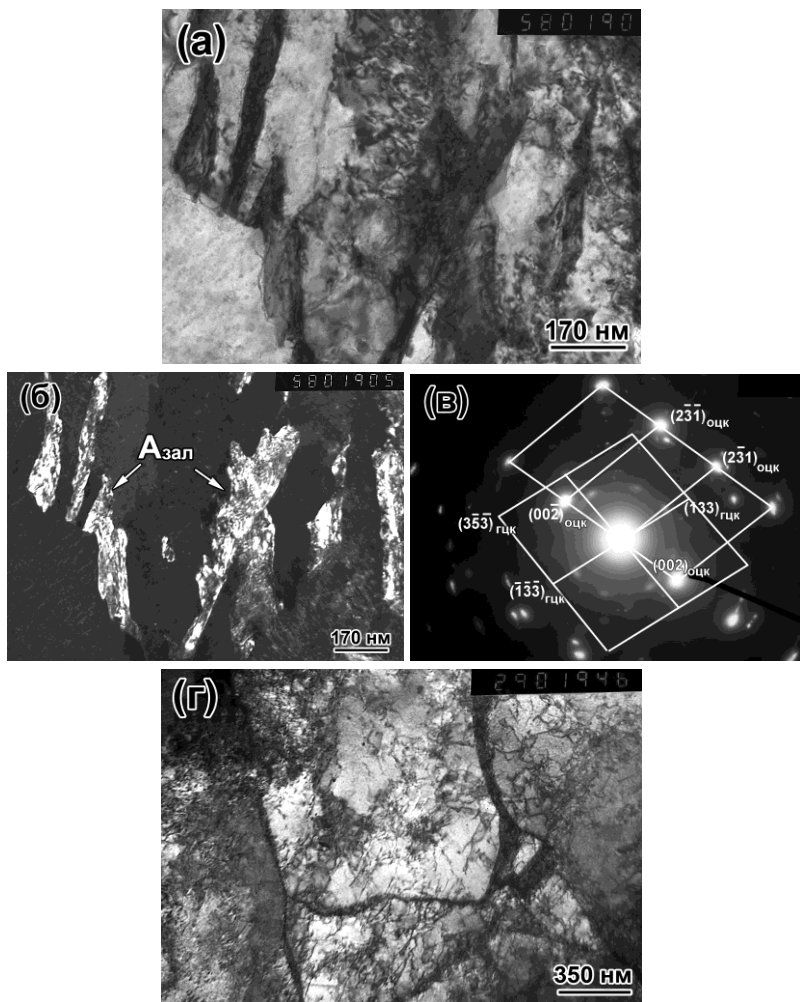


Рисунок 4.16 – ТЕМ-зображення структури після обробки за режимом $A_{830}I_{30}O_{350}(20 \text{ хв})$: (а) феритні пластини та плівкові прошарки $A_{\text{зал}}$; (б) темнопольне зображення в рефлексі аустеніту (б), (в) електронна дифракція з області (б) із зображенням осі зони $[320]$ фериту та осі зони $[367]$ аустеніту; (г) дислокаційні скупчення в феритних зернах

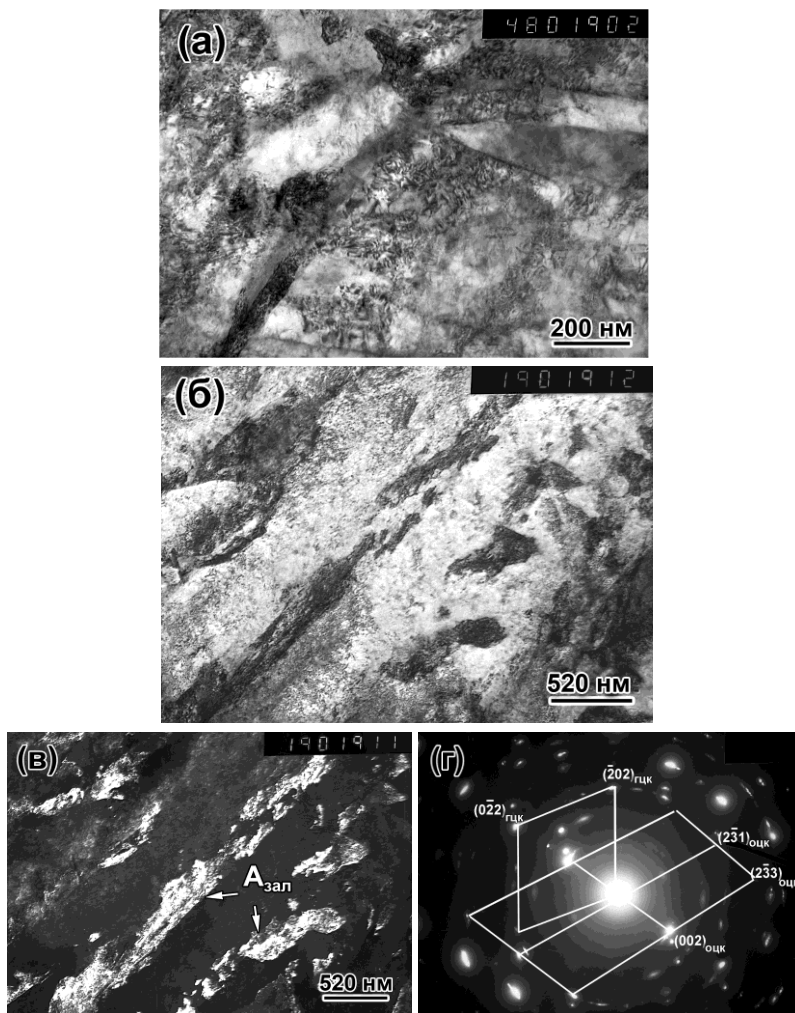


Рисунок 4.17 – ТЕМ-зображення структури після обробки за режимом $A_{900}I_{3O350}(20 \text{ хв})$: (а) дислокаційна структура фериту; (б) світлопольне зображення фериту та A_{3al} ; (в) темнопольне зображення області (б) в рефлексі аустеніту; (г) електронна дифракція з області (в) із зображенням осі зони $[320]$ фериту та осі зони $[114]$ аустеніту

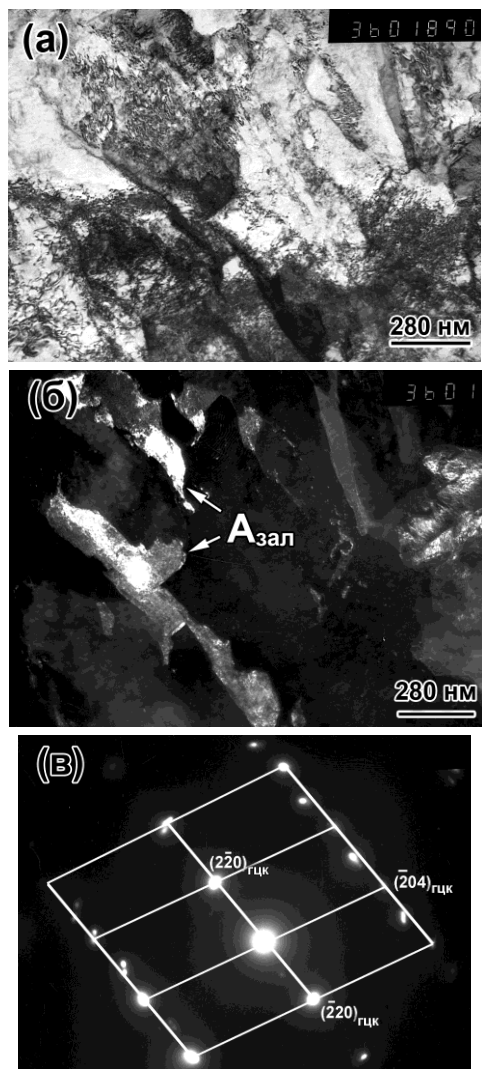


Рисунок 4.18 – ТЕМ-зображення структури після обробки за режимом $A_{950}I3O_{350}(20 \text{ хв})$: (а) світлопольне зображення фериту і $A_{\text{зал}}$; (б) темнопольне зображення ділянки (а) в рефлексі аустеніту; (в) електронна дифракція з області (б) із зображенням осі зони $[221]$ аустеніту

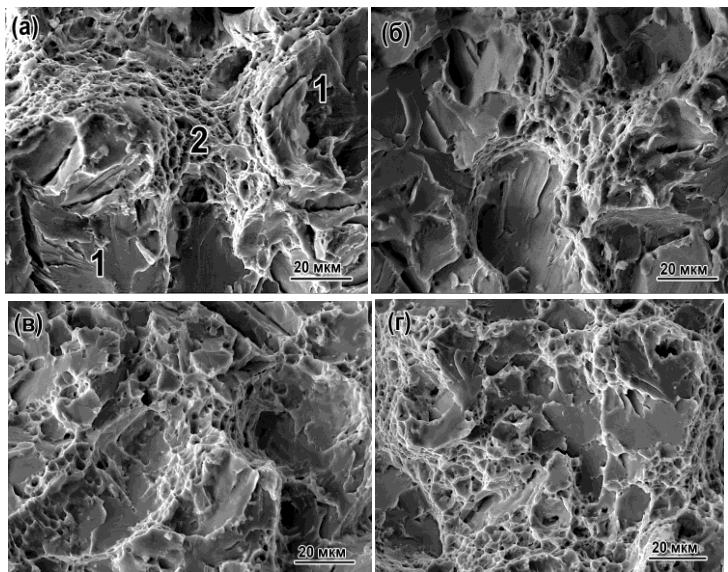


Рисунок 4.19 – Рельєф поверхні зламу ударних зразків, аустенітизованих при (а) 770 °С, (б) 830 °С, (в) 900 °С та (г) 950 °С

Після аустенітизації при 900-950 °С характер руйнування змінився, на поверхні фіксувались плоскі фасетки сколу, оточені ділянками в'язкого відриву (рис. 4.19,в та 4.19,г). У цих випадках питома частка в'язких ділянок була помітно вищою, ніж при $T_A = 830$ °С, з більш рівномірним розподілом по площі зламу. Крім того, розмір ямок коливався в більших межах (розмір сягав 10 мкм). Наявність ямок різного розміру свідчила про їх формування при значних деформаціях, що є сприятливим для отримання високої ударної в'язкості [119].

Описана залежність механічних властивостей від температури аустенітизації не відповідає звичайному тренду, коли міцність сталі змінюється обернено пропорційно до її пластичності. Як випливає з рис. 4.6 та 4.9, зі збільшенням T_A міцність безперервно зростає, а пластичність змінюється немонотонно, із максимумом при $T_A = 830$ °С. Причиною такої поведінки є відносно низька пластичність при $T_A = 770$ °С, викликана формуванням цементиту впродовж бейнітного перетворення. З одного боку, наявність грубих карбідних включень на границях феритних зерен підвищило крихкість сталі, а з іншого боку, через утворення карбідів не відбулося необхідного збагачення аустеніту вуглецем, що мало б забезпечити стабілізацію γ -фази та підвищити кількість залишкового аустені-

ту в структурі (об'ємна частка $A_{\text{зал}}$ становила лише близько 3 %). Відсутність аустеніту не дозволила компенсувати крихкість, спричинену виділенням карбідів. При більш високих температурах аустенітизації (830-900 °C) утворення бейніту відбувалося без виділення карбідів, що супроводжувалось суттєвим збільшенням кількості залишкового аустеніту в сталі. Це сприяло зростанню пластичності навіть за зменшення кількості м'якої фази (фериту) в структурі. Таким чином, підвищення температури аустенітизації упроваджувалось зміною механізму бейнітного перетворення.

Причиною виділення цементиту є надмірне збагачення аустеніту вуглецем, викликане міжфазним перерозподілом вуглецю під час міжкритичної витримки. При 770 °C об'ємна частка фериту в структурі була найбільшою (~50 об.%), тому після перерозподілу вуглецю вміст цього елементу в аустеніті досяг максимального рівня, удвічі перевищивши загальний вміст вуглецю в сталі. Додаткове збагачення аустеніту вуглецем відбулось безпосередньо під час бейнітного перетворення, внаслідок відтиснення вуглецю в γ -фазу зростаючими пластинами фериту [120]. Пересичений вуглецем аустеніт може перетворюватись із виділенням цементиту, що відповідає прагненню системи зменшити вільну хімічну енергію. Для запобігання виділенню карбідів до TRIP-assisted сталей додають кремній та/або алюміній – елементи, що пригнічують утворення цементиту в сталях, зокрема, при відпуску мартенситу [121]. Цей ефект пов'язують із низькою розчинністю Si та Al у цементиті, що потребує їх дифузії вглиб матриці від зростаючого карбідного включення [122], [123]. Іншою можливою причиною є те, що Si підвищує коефіцієнт активності вуглецю як в фериті, так і в аустеніті (α'_c) [124]. Коли атоми кремнію відтісняються карбідом, а матриці, біля міжфазної границі «матриця/карбід», з'являється зона, збагачена кремнієм; внаслідок збагачення активність вуглецю в ній різко підвищується. Це має призводити до збільшення вільної хімічної енергії системи, що унеможливає подальше формування цементитного карбіду [125]. Таким чином, γ -фаза залишається пересиченою вуглецем, що приводить до збільшення кількості залишкового аустеніту.

Введення підвищеної кількості кремнію та алюмінію є основним підходом для забезпечення безкарбідного характеру мікроструктури у TRIP-assisted сталях та в сталях, що піддаються Q&P термічній обробці. Оскільки експериментальна сталь 20C2Г2ХФМБ вміщує біля 2 % кремнію, то постає питання, чому в разі аустенітизації при 770 °C в сталі відбувається утворення цементиту при бейнітному перетворенні, тобто чому введення кремнію не досягає своєї мети. Імовірно причиною цього є

легування сталі карбідоутворюючими елементами Cr, Mo та V, що має на меті поліпшення її механічних і технологічних властивостей. Як було зазначено вище, Cr і Mo були додані для підвищення прогартуваності сталі, що є необхідно для виробництва прокату значної товщини. Як впливає з аналізу C-діаграм (розділ 3), додавання Cr і Mo до сталі 20C2Г2ХФМБ призвело до збільшення інкубаційного періоду аустеніт-перлітного та аустеніт-бейнітного перетворень з відповідним зниженням критичних швидкостей охолодження: від 600 К/с до 16 К/с (в перлітній області) і від 1000 К/с до 227 К/с (в бейнітній області). Критичну швидкість охолодження знаходили як:

$$V_{crit} = \frac{950 - t_{min}}{\tau_{min}} \quad (4.1)$$

де t_{min} та τ_{min} – це, відповідно, температура (°C) та інкубаційний період (с), які відповідають «носу» C-діаграми.

Якщо використати значення критичної швидкості охолодження для перлітної області (16 К/с), то за допомогою діаграми Блантера [126] можна приблизно оцінити товщину листа, який можна охолодити водою до температури ізотермічної витримки без утворення перліту. Встановлено, що додавання 0,55 % Cr і 0,20 % Mo у сталь 20C2Г2ФБ збільшує товщину такого листа у вісім разів (від 6 мм до 48 мм), що безперечно є вигідним для промислового використання сталі. Це доводить доцільність введення невеликої кількості вказаних елементів у TRIP-assisted сталь. Втім Cr, Mo та V є карбідоутворюючими елементами, які знижують активність вуглецю в аустеніті [127], [128], нівелюючи, таким чином, вплив кремнію на формування цементиту.

Зменшення вільної хімічної енергії пересиченого вуглецем аустеніту при виділенні карбіду можна виразити як різницю активності вуглецю:

$$\Delta a_C^{\gamma} = a_C^{\gamma} - (a_C^{\gamma})' \quad (4.2)$$

де $(a_C^{\gamma})'$ та $(a_C^{\gamma})'$ – активність вуглецю в аустеніті до та після виділення певної ($\Delta\%$ C) кількості вуглецю.

Накопичення кремнію в матриці перед зростаючим карбідом збільшує активність вуглецю в аустеніті на величину $\Delta a_C^{\gamma si}$, що може інгібувати подальше зростання карбіду. Це буде можливим, якщо виграш

у вільній енергії при утворенні цементиту є меншим за збільшення вільної енергії, спричинене впливом кремнію:

$$|\Delta a_C^\gamma| - |\Delta a_C^{\gamma_{Si}}| \leq 0 \quad (4.3)$$

де Δa_C^γ – це повна зміна вільної енергії аустеніту, $\Delta a_C^{\gamma_{Si}}$ – зміна вільної енергії аустеніту, пов'язана із збільшенням активності вуглецю в присутності кремнію.

Якщо весь вуглець є розчиненим в аустеніті, то враховуючи співвідношення «аустеніт/ферит», вміст вуглецю в аустеніті після перерозподілу вуглецю в МКІ можна приблизно оцінити як 0,39 % при $T_A = 770^\circ\text{C}$, 0,26 % при $T_A = 830^\circ\text{C}$, і 0,21 % при $T_A = 900^\circ\text{C}$. Припустимо, що весь цей вуглець виділяється з розчину шляхом формування цементиту під час бейнітного перетворення (що зумовлено низькою розчинністю вуглецю у фериті). Відповідна зміна активності вуглецю в аустеніті розраховується за виразом [129]:

$$a_C^\gamma = \gamma_C \cdot x_C^\gamma \cdot f_C^1 \cdot f_C^2 \cdot \dots \cdot f_C^n \quad (4.4)$$

де γ_C – коефіцієнт активності вуглецю в нелегованому аустеніті, x_C^γ – молярна частка вуглецю в аустеніті, f_C^i – коефіцієнт активності вуглецю внаслідок впливу i -го легувального елемента.

Параметри рівняння (4.4) можна знайти із наступних співвідношень [129]:

$$\gamma_C = x_C / (1 - 5x_C) \quad (4.5)$$

$$\ln f_C^{Si} = 10.35 \cdot x_{Si} \quad (4.6)$$

$$\ln f_C^{Mn} = \left[-\frac{6500}{T} + 1.45 \right] \cdot x_{Mn} \quad (4.7)$$

$$\ln f_C^{Cr} = \left[-\frac{21900}{T} + 6.3 \right] \cdot x_{Cr} \quad (4.8)$$

$$\ln f_C^{Mo} = \left[-\frac{37600}{T} + 16.9 \right] \cdot x_{Mo} \quad (4.9)$$

де x_{Si} , x_{Mn} , x_{Cr} , і x_{Mo} – молярні частки елементів в аустеніті, T – температура (K).

Як показано в розділі 3, за рахунок перерозподілу елементів при 770 °C вміст Mn і Cr в аустеніті сталі 20C2Г2ХФМБ збільшився до 2,3 % і 0,80 % відповідно, а вміст Si знизився до 1,6 %. Молібден приблизно порівну розподілений між матрицею та карбідами (Nb,V,Mo)C, тому його вміст в аустеніті можна приблизно прийняти за 0,1 % (половина його загального вмісту в сталі). Наведені вище значення концентрації елементів були прийняті для розрахунків по формулах (4.3)-(4.9). Вплив ванадію при цьому не враховували, оскільки V майже повністю був зв'язаний у карбіді (Nb,V,Mo)C.

Результати розрахунку активності вуглецю в аустеніті представлені на рисунку 4.20 у вигляді кривих зміни вільної енергії аустеніту (Δa) в залежності від вмісту Si в аустеніті. Криві 1 і 2 відповідають випадку $\Delta C = 0,4$ % C. Як видно, для сталі без хрому (крива 1) умова (4.3) виконується тоді, коли вміст Si в матриці поряд із зростаючим карбідом становить не менше 3,2 %. Це значення перевищує вихідний вміст кремнію в аустеніті (1,6 %), тому воно передбачає подвійне збільшення вмісту кремнію внаслідок його відтиснення в матрицю. Вказана ступінь збагачення є реально досяжною, про що свідчать результати, опубліковані в роботах [130]-[132]. Так, в статті [132] було експериментально встановлено 1,75-кратне підвищення вмісту кремнію в аустеніті на границі із цементитним карбідом в Mn-Si сталі. Схожі результати наведені в роботі [131], в якій при вивченні білого чавуну було виявлено 2,3-кратне збагачення кремнієм феритних областей, прилеглих до включень цементиту. Таким чином, у випадку TRIP-assisted сталі системи легування C-Si-Mn, вміст кремнію 1,6 % може задовольняти умові (4.3) з урахуванням його можливого накопичення на межі «аустеніт/карбід». Це означає, що термодинамічна ситуація буде сприяти інгібуванню виділення цементиту. Ця ситуація змінюється, коли до складу сталі додаються Cr і Mo, які знижують активність вуглецю, зменшуючи, таким чином, вплив кремнію (ілюструється кривою 2, яка розташовується вище кривої 1). У результаті зміщення вгору крива 2 перетинає нульову позначку за вмістом кремнію $\sim 4,2$ % Si. Це означає, що для виконання умови (4.3) загальний вміст кремнію в сталі має перевищувати 2 % (з урахуванням його двократного зростання при накопиченні перед карбідом). Таким чином, Cr і Mo зміщують термодинамічну рівновагу в бік виділення карбідів, що відповідає випадку $T_A = 770$ °C.

Криві 3 і 4 відносяться до (Cr,Mo)-вміщуючої сталі, для випадків із $\Delta C = 0,25$ % і $\Delta C = 0,1$ %, відповідно. Ці криві перетинають нульову позначку (умова (4.3)) за вмісту кремнію не менше 3,2 %. Це означає, що виділення цементиту можна пригнітити в експериментальній сталі при

меншій кількості вуглецю в аустеніті. Перед початком бейнітного перетворення вона має бути не вище 0,25 %, щоб змінити кінцеву структуру з «ферит + цементит» на «безкарбідний бейніт + $A_{\text{зал}}$ ». Це вимагає зменшення кількості доєвтектоїдного фериту з 50 об.% (при 770 °С) до 25 об.% (при 830 °С), що відповідно знижує збагачення вуглецем аустеніту. Незважаючи на зменшення вмісту доєвтектоїдного фериту, пластичність сталі 20С2Г2ХФМБ при $T_A = 830$ °С досягла свого максимуму (25 %) внаслідок відсутності цементиту та збільшення кількості залишкового аустеніту. Суттєве падіння відносного подовження відбулося лише при $T_A = 950$ °С, коли доєвтектоїдний ферит був відсутній в структурі при зменшенні об'ємної частки $A_{\text{зал}}$.

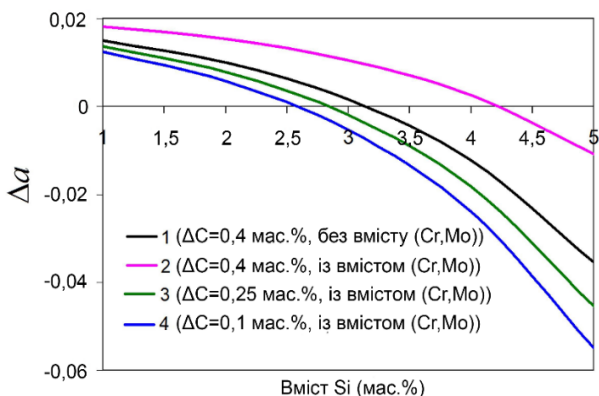


Рисунок 4.20 – Вплив кремнію на зміну активності вуглецю в аустеніті TRIP-assisted сталі, спричинену виділенням цементиту

Ударна в'язкість також чутливо реагувала на зміну температури аустенізації. При $T_A = 770$ °С та низькій температурі ізотермічної витримки, вона була максимальною для сталі 20С2Г2ХФМБ (202 Дж/см²); із поступовим підвищенням температури витримки в'язкість сталі суттєво знижувалася, досягши мінімуму (23 Дж/см²) після витримки при 400 °С. Вочевидь, підвищення температури бейнітного перетворення інтенсифікувало процеси перерозподілу вуглецю, що призвело до зростання як кількості, так і розміру карбідних включень. І якщо при низьких температурах перетворення негативний ефект цементиту компенсувався великою об'ємною часткою пластичного фериту, то при високих температурах ферит не міг компенсувати окрихчення, викликаного огрубленням карбідних включень.

Зменшення кількості доєвтектоїдного фериту при температурі аустенізації вище 770 °С в 1,5 рази при $T_A = 830$ °С призвело до суттєвого зниження ударної в'язкості за всіх температурах ізотермічної витримки, незважаючи на відсутність цементиту та підвищену кількість $A_{\text{зал}}$. Тем не менш, при $T_A = 950$ °С значення ударної в'язкості перевищили 100 Дж/см², що є досить високим рівнем зважаючи на підвищену міцність сталі. Останнє можна пояснити відсутністю локалізованих напружень, які виникають на межі «бейнітна рейка/ферит» через різницю в питомих об'ємах бейнітного та доєвтектоїдного феритів [132]. Крім того, висока температура аустенізації (950 °С) сприяла більш рівномірному розподілу хімічних елементів в аустеніті, що підвищило однорідність деформації та руйнування (про це свідчить більш рівномірний розподіл в'язких ділянок (ямок) на поверхні зламу (рис. 4.19, г)).

Поведінку сталі при деформації аналізували за зміною швидкості деформаційного зміцнення (ШДЗ), розрахованої як $d\sigma/d\varepsilon$, де σ і ε – це істинна напружка та істинна деформація, відповідно [133]. Криві істинної деформації та швидкості деформаційного зміцнення наведені на рисунках 4.21-4.24. На початковій стадії деформації (до $\varepsilon = 0,025$) у всіх випадках спостерігалось зниження ШДЗ, пов'язане з кумулятивними взаємодіями ковзаючих дислокацій з наступним блокуванням щільно упакованих площин їх ковзання. Наступна стадія деформації характеризувалась підвищенням ШДЗ, пов'язаним із явищем деформаційного зміцнення [134]. Криві ШДЗ для режимів із температурою аустенізації 770 °С і 830 °С демонстрували низьку швидкість зміцнення, пікові значення якої відповідали деформації $\sim 0,05$. Після цього піку швидкість деформаційного зміцнення поступово знижалась. Варто підкреслити, що збільшення температури і тривалості бейнітної витримки викликало зменшення ШДЗ на всьому інтервалі деформації, а ділянка підйому кривої відповідала більш широкому інтервалу деформації. У випадках $T_A = 900$ °С і 950 °С сталь демонструвала набагато більшу інтенсивність деформаційного зміцнення, при цьому пікові значення ШДЗ досягались при більших ступенях деформації – 0,13-0,15.

Різницю в кінетиці деформаційного зміцнення термооброблених зразків можна пояснити відмінністю у кількості доєвтектоїдного фериту та у схильності $A_{\text{зал}}$ до деформаційного мартенситного перетворення. Деформація зразків, аустенітизованих при 770-830 °С, починалась і розвивалась в ділянках доєвтектоїдного фериту, який є найбільш м'якою фазою в структурі. Ферит демонстрував помірну здатність до деформаційного зміцнення, максимум якого досягався при низьких ступенях деформації.

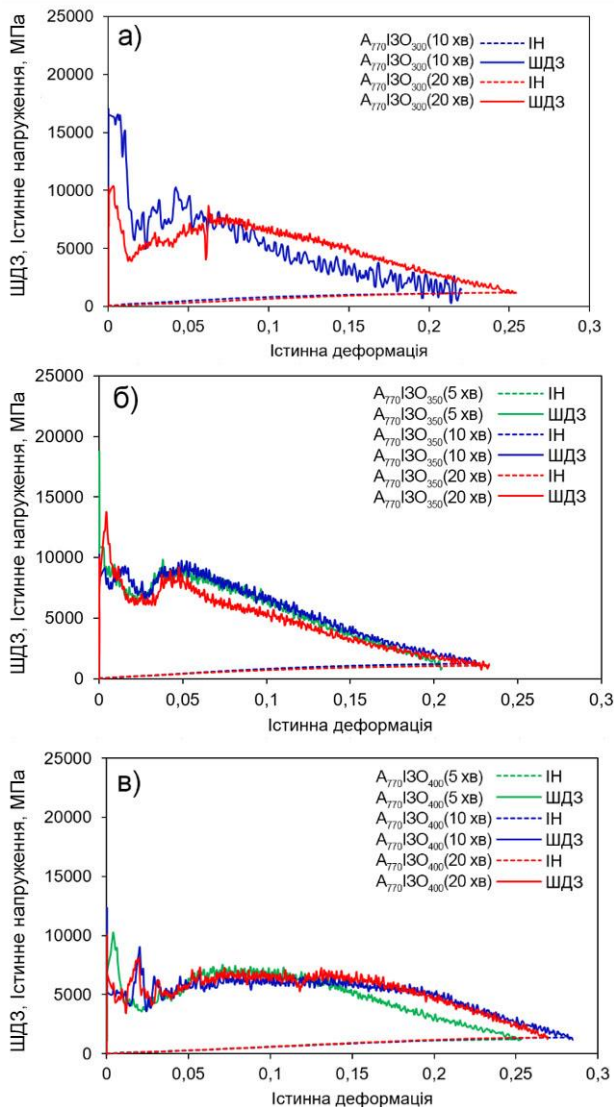


Рисунок 4.21 – Криві істинної деформації і ШДЗ зразків після аустенізації при 770 °C та ізотермічної витримки при (а) 300 °C, (б) 350 °C, (в) 400 °C

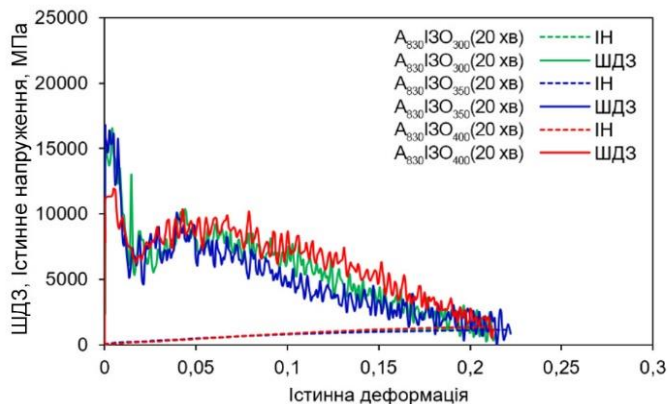


Рисунок 4.22 – Криві істинної деформації і ШДЗ зразків після аустенізації при 830 °С та ізотермічної витримки при 300-400 °С

В зразках, аустенітизованих при 770 °С та 830 °С, залишковий аустеніт не зробив суттєвого внеску в деформаційне зміцнення через його малу кількість (при $T_A = 770$ °С) або, імовірно, через його високу стійкість до ДМП (при $T_A = 830$ °С). У зразках, які було аустенітизовано при 900-950 °С, вміст фериту був незначним, тому деформація починалась в ділянках $A_{\text{зал}}$ з подальшим продовженням в бейнітному фериті. Більш висока швидкість деформаційного зміцнення при $T_A = 900-950$ °С, імовірно, була пов'язана з більш вираженим проявом TRIP-ефекту.

Можливою причиною означених відмінностей у поведінці сталі при розтягненні був перерозподіл марганцю при нагріві під аустенітизацію. Відомо, що схильність аустеніту до ДМП визначається його хімічного складом [135]:

$$Md_{30} = 413 - 462(C+N) - 9,2(Si) - 8,1(Mn) - 13,7(Cr) - 9,5(Ni) - 18,5(Mo) \quad (4.10)$$

де Md_{30} – температура, за якої при 30 % істинної деформації утворюється 50 об.% мартенситу; C, N, Si, Mn, Cr, Ni, Mo – вміст відповідних хімічних елементів (мас.%).

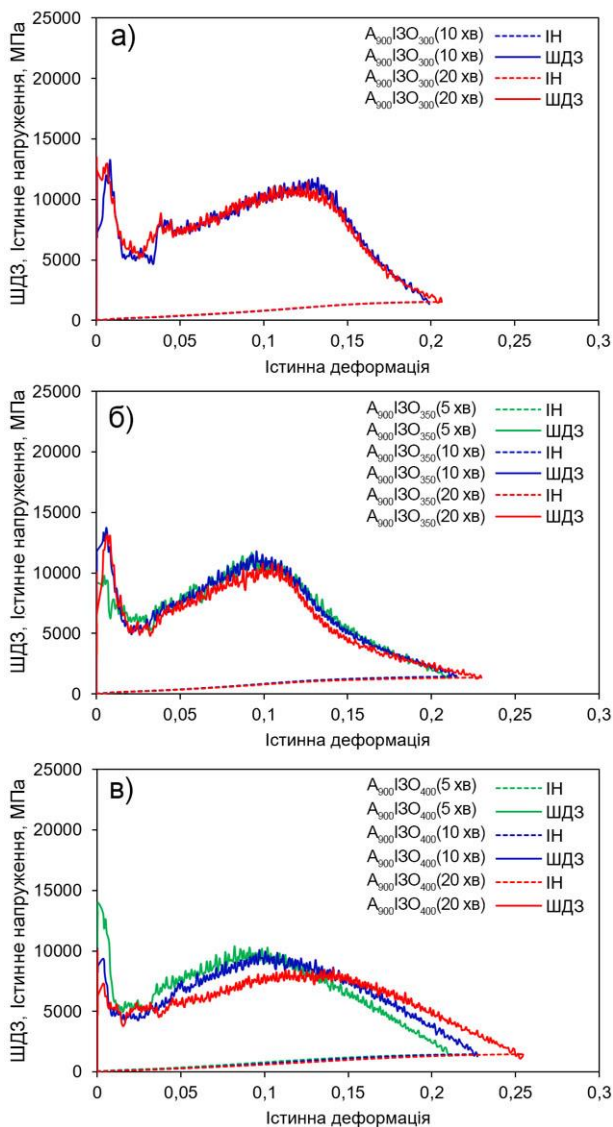


Рисунок 4.23 – Криві істинної деформації і ШДЗ зразків після аустенізації при 900 °C та ізотермічної витримки при (а) 300 °C, (б) 350 °C, (в) 400 °C

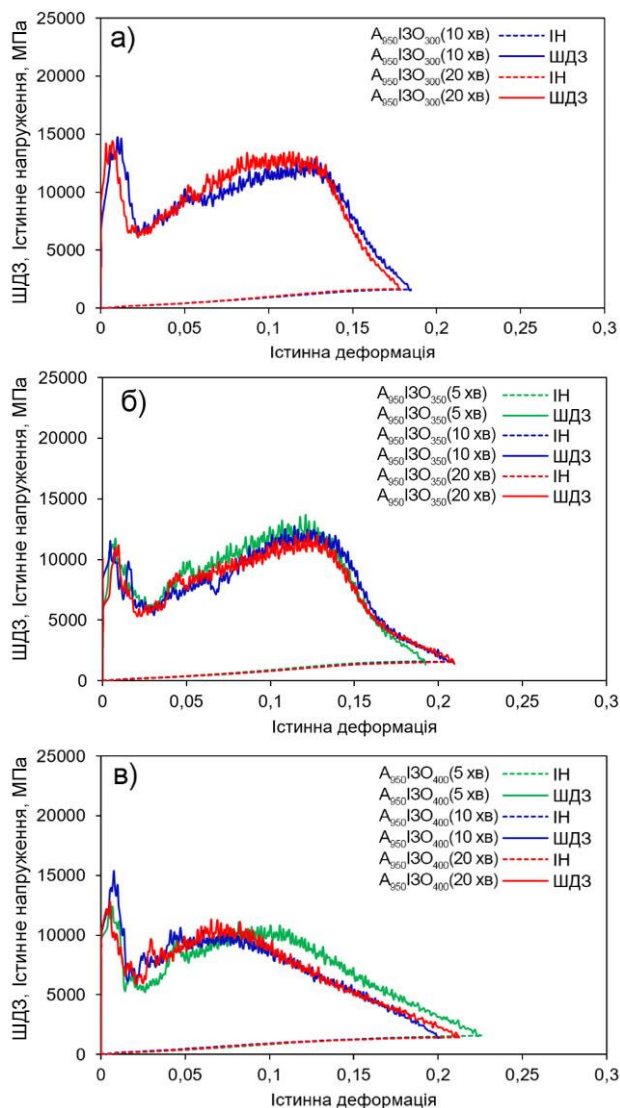


Рисунок 4.24 – Криві істинної деформації і ШДЗ зразків після аустенізації при 950 °С та ізотермічної витримки при (а) 300 °С, (б) 350 °С, (в) 400 °С

Як видно, марганець знижує температуру Md_{30} , таким чином стабілізує аустеніт до ДМП. Під час аустенітизації у міжкритичному інтервалі температур марганець перерозподілюється із фериту до аустеніту, внаслідок чого при 770 °С його вміст у γ -фазі збільшився в 1,3 рази відносно загальної концентрації в сталі (див. розділ 3), призвівши до стабілізації залишкового аустеніту до ДМП. Зі збільшенням температури аустенітизації вміст марганцю в аустеніті поступово зменшувався, збільшуючи метастабільність залишкового аустеніту та сприяючи більш інтенсивному зміцненню за рахунок TRIP-ефекту. Найбільш інтенсивне деформаційне зміцнення зрізків з $T_A = 950$ °С пояснюється максимальною метастабільністю $A_{\text{зал}}$ до деформаційного мартенситного перетворення. Втім, це могло негативно вплинути на пластичність сталі, про що свідчить мінімальне значення відносного подовження при $T_A = 950$ °С.

Внесок бейніту та залишкового аустеніту в міцність сталі 20С2Г2ХФМБ ($\Delta\sigma_{B+A}$) можна знайти на основі адитивного підходу при теоретичному визначенні межі плинності [136]:

$$YS = \sigma_0 + \Delta\sigma_{tp} + \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{диск} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{B+A}, \quad (4.11)$$

де σ_0 – напруження тертя в решітці фериту ($\sigma_0 = 17$ МПа), $\Delta\sigma_{tp}$ – твердорозчинне зміцнення, $\Delta\sigma_0$ – дислокаційне зміцнення, $\Delta\sigma_{диск}$ – дисперсійне зміцнення, $\Delta\sigma_z$ – зміцнення за рахунок границь зерен.

Твердорозчинне зміцнення пов'язано із присутністю в твердому розчині хімічних елементів, які входять до складу сталі [136]:

$$\Delta\sigma_{tp} = 85 \cdot X_{Si} + 35 \cdot X_{Mn} + 30 \cdot X_{Cr} + 30 \cdot X_{Mo} + 690 \cdot X_P + 4670 \cdot X_{(C+N)}, \quad (4.12)$$

де X_i – вміст відповідного елементу, мас. % (сумарний вміст вуглецю та азоту приймається як 0,02 %).

Внесок дислокацій в загальну міцність оцінювали за рівнянням Тейлора:

$$\Delta\sigma_0 = \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2}, \quad (4.13)$$

де α – геометрична константа ($\alpha = 0,25$), M – фактор Тейлора ($M = 2,72$), b – вектор Бюргерса (0,25 нм для заліза); ρ – густина дислокацій (прийнята як 10^{12} м^{-2} [134]).

Дисперсійне зміцнення розраховували на основі середньої відстані між дисперсними частками карбідів (λ , нм) [134]:

$$\Delta\sigma_{диск} = 9800 \cdot \lambda^{-1} \cdot \ln(2\lambda) \quad (4.14)$$

Зернограничне зміцнення знаходили за рівнянням Хола-Петча [134]:

$$\Delta\sigma_3 = K_y d^{-1/2}, \quad (4.15)$$

де K_y – коефіцієнт нахилу Петча ($K = 0,63 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-1/2}$), d – діаметр зерна.

Значення середнього діаметру зерна фериту ($14 \pm 1,2 \text{ мкм}$) та відстані між дисперсними частками ($6,7 \pm 0,3 \text{ мкм}$) були отримані з ТЕМ-зображень мікроструктури. При розрахунках було прийнято до уваги, що при 770°C об'ємна частка аустеніту становить лише 50 %, тому компоненти $\Delta\sigma_{\text{тр}}$, $\Delta\sigma_{\text{д}}$ та $\Delta\sigma_3$ були відповідно зменшені наполовину. Розрахунки показали наступний приріст міцності за рахунок різних механізмів: $\sigma_0 = 17 \text{ МПа}$, $\Delta\sigma_{\text{тр}} = 151 \text{ МПа}$, $\Delta\sigma_{\text{д}} = 11 \text{ МПа}$, $\Delta\sigma_{\text{дисп}} = 54 \text{ МПа}$, $\Delta\sigma_3 = 114 \text{ МПа}$, що сумарно становило 347 МПа. Враховуючи, що після аустенітизації при 770°C та витримки при 400°C (20 хв) межа плинності становила $\sim 550 \text{ МПа}$, внесок бейніту та залишкового аустеніту в міцність сталі дорівнює $\sim 203 \text{ МПа}$. Ця величина є на 70 % вищою, ніж можливий внесок перліту (120 МПа [134]) у випадку повного перетворення аустеніт на евтектоїд. Таким чином, багатофазна структура, що складається із фериту, бейніту та залишкового аустеніту, є більш перспективною для конструкційної сталі порівняно з ферито-перлітною структурою.

Оптимальне поєднання механічних властивостей досліджуваної сталі ($\sigma_b = 1040 \text{ МПа}$, $\delta = 23 \%$, $KCV = 95 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 23,9 \text{ ГПа} \cdot \%$) було отримано після аустенітизації при 900°C та бейнітизації при 350°C впродовж 20 хв. Такий комплекс властивостей відповідає структурі, що складається з безкарбідного бейніту ($\sim 86 \text{ об.}\%$), залишкового аустеніту ($\sim 9 \text{ об.}\%$) та доевтектоїдного фериту ($\sim 5 \text{ об.}\%$). Така структура показала помірну схильність до ДМП, що є корисним для запобігання раннього окрихчення сталі [136]. Отримані результати показали, що для сталі 20C2Г2ХФМБ (система легування Mn-Si-Cr-Mo-V) оптимальне співвідношення «ферит/аустеніт» перед бейнітною витримкою є набагато нижчим порівняно зі сталями системи легування C-Si-Mn, де рекомендована об'ємна частка фериту становить приблизно 50 об.% [137]-[139]. Мала кількість доевтектоїдного фериту запобігає надмірному збагаченню аустеніту вуглецем, що спровокує формування цементиту при утворенні бейніту. У нашому випадку оптимальна температура аустенітизації є близькою до температури A_{c3} . Аналогічний підхід у виборі температури аустенітизації описано в роботі [140], автори якої запропонували термічну обробку TRIP-assisted C-Si-Mn-1%Cr сталі з аустенітизацією в од-

нофазному (γ Fe) інтервалі температур. Таким чином, при виборі параметрів термообробки TRIP-assisted сталі за технологією «Austempering» слід враховувати можливий вплив легуючих елементів на термодинамічні параметри сталі та механізм бейнітного перетворення.

4.2 Мікроструктура та механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ в стані Q&P-термічної обробки

Концепція термічної обробки низьковуглецевих TRIP-assisted сталей за технологією «Austempering» докладно описана в розділі 1. Після її реалізації в сталях формується багатофазна мікроструктура, що складається з фериту, бейніту і залишкового аустеніту. Така структура за рахунок TRIP-ефекту, а також наявності значної частки фериту забезпечує високу пластичність та ударну в'язкість, але разом з тим демонструє обмежену міцність, що знижує потенціал сталі. Вирішення цієї проблеми можливо шляхом часткової або повної заміни фериту/бейніту на більш міцну фазу, а саме – на мартенсит. Такі структурні зміни реалізуються застосуванням термічної обробки «Quenching and Partitioning» (Q&P) (описаної в розділі 1) із відповідним регулюванням температури аустенизації, а також температури і тривалості витримки на стадії «Partitioning». В рамках даної роботи було досліджено вплив параметрів Q&P обробки на структуру і механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ.

Режими Q&P обробки для даної сталі були обрані на основі даних щодо положення критичних точок, а також кінетики перетворення переоохолодженого аустеніту, наведених в розділі 3. Зразки аустенітизували при температурах 770 °C, 900 °C і 950 °C із витримкою 10 хв, після чого охолоджували впродовж 60 с в розплаві Вуда до 200-235 °C (нижче точки M_s), що становило стадію перерваного гартування – Q). Після охолодження зразки витримували при 350-450 °C впродовж 5 - 30 хв, що становило стадію «Partitioning» (P). Після «Partitioning» зразки охолоджували на спокійному повітрі. Графіки режимів Q&P обробки сталі 20C2Г2ХФМБ представлено на рис. 4.25.

На рисунку 4.26 зображено мікроструктуру сталі 20C2Г2ХФМБ після термічної обробки за режимом $A_{770}Q_{200}/P_{350}(20 \text{ хв})$ (де А – температура аустенізації (770 °C), Q – температура «Quenching» (200 °C), P – температура «Partitioning» (350 °C). Структура складалась з полігональних зерен доєвтектоїдного фериту та ділянок рейкової морфології (імовірно – мартенситу або бейніту) у вигляді пакетів паралельних рейок зерен (рис. 4.26, а). У межах рейкової фази були присутні дрібні світлі прошарки залишкового аустеніту. Підвищення температури «Partitioning»

до 400-450 °С не викликало суттєвих змін в характері мікроструктури (рис. 4.26, б, в). Q&P-обробка із аустенізацією при 900 °С очікувано зменшила об'ємну частку та розміри феритних ділянок (рис. 4.27), причому структура стала більш однорідною, зі збільшеною товщиною рейок.

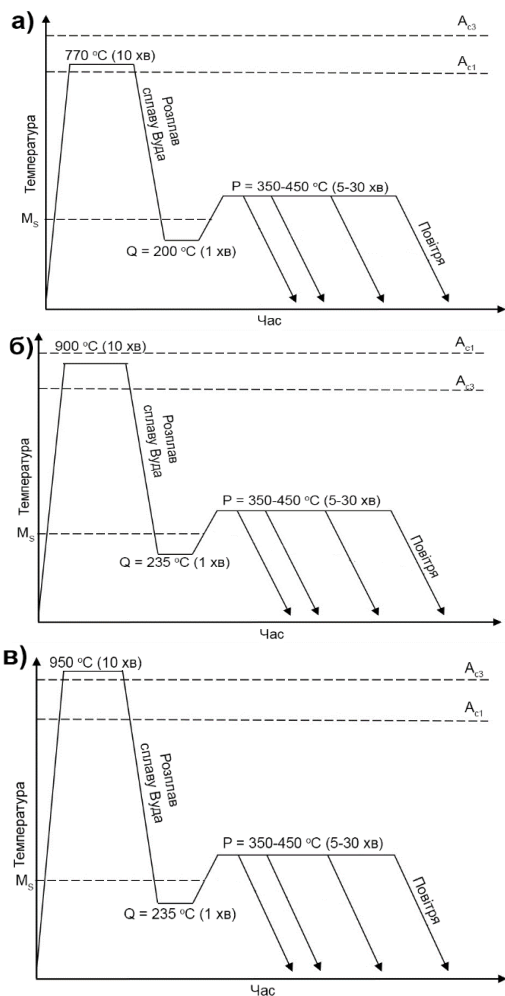


Рисунок 4.25 – Графіки режимів Q&P обробки сталі 20C2Г2ХФМБ із температурою аустенізації 770 °С (а), 900 °С (б) і 950 °С (в)

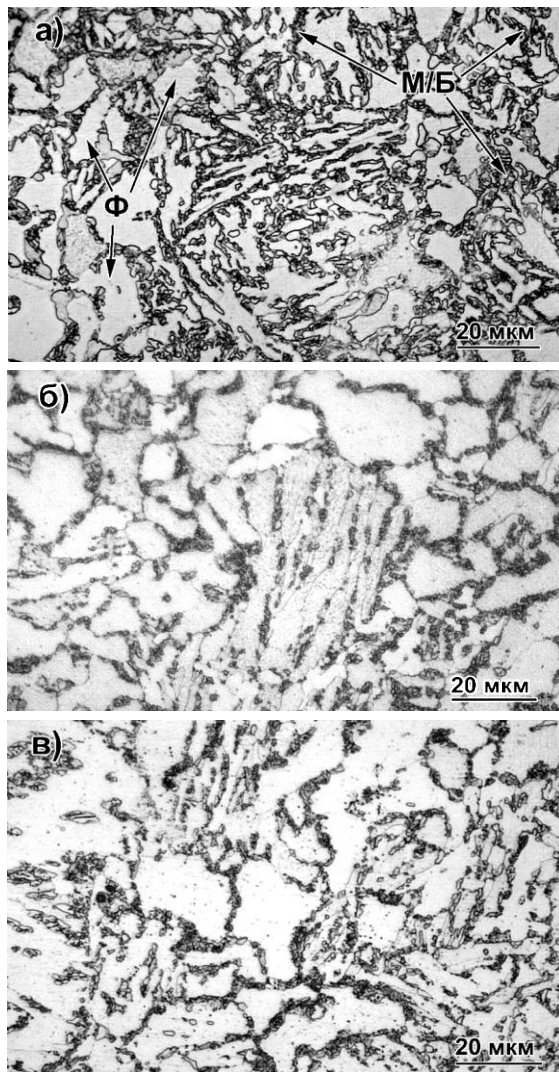


Рисунок 4.26 – Мікроструктура сталі 20C2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимами: (а) A₇₇₀Q₂₀₀/P₃₅₀(20 хв), (б) A₇₇₀Q₂₀₀/P₄₀₀(20 хв), (в) A₇₇₀Q₂₀₀/P₄₅₀(10 хв) (Ф – ферит, М/Б – структура мартенситного та/або бейнитного походження)

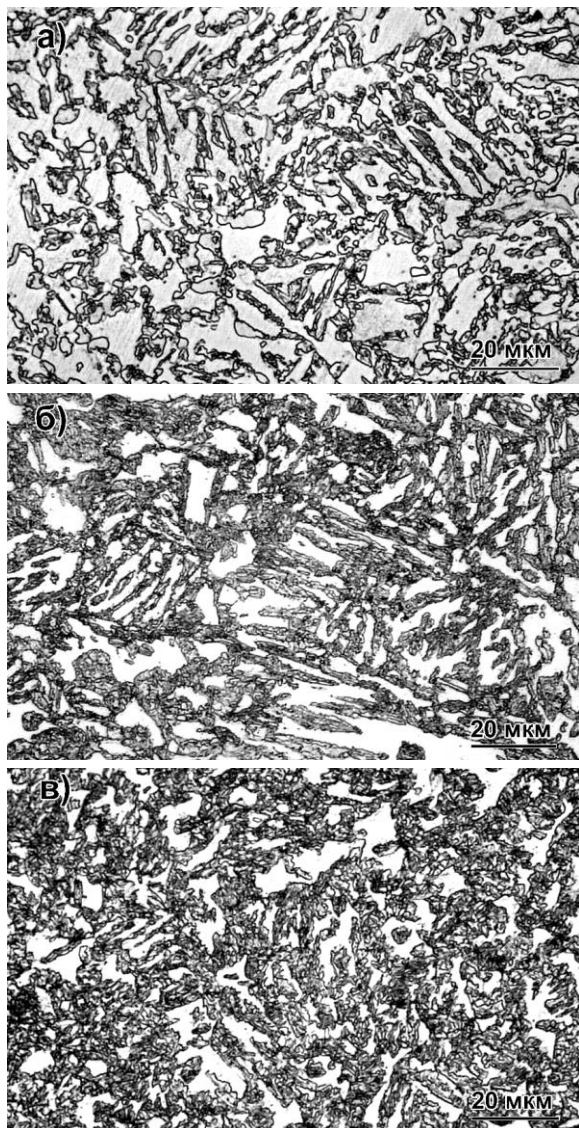


Рисунок 4.27 – Мікроструктура сталі 20C2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимами: (а) $A_{900}Q_{235}/P_{350}(20 \text{ хв})$, (б) $A_{900}Q_{235}/P_{400}(20 \text{ хв})$, (в) $A_{900}Q_{235}/P_{450}(10 \text{ хв})$

Ідентифікацію фаз у Q&P-оброблених зразках виконували за допомогою рентгеноструктурного аналізу. Як впливає з рис. 4.28, на дифрактограмах сталі, аустенітизованої при 770 °С, чітко фіксувались піки α -Fe, однак піки, що б відносились до γ -Fe, виявлені не були, що свідчить про невисокий вміст або відсутність $A_{\text{зал}}$ в структурі сталі. На відміну від цього, після аустенізації при 900 °С на дифрактограмах зразків чітко ідентифікуються всі дифракційні максимуми γ -заліза, а саме (111), (200), (220) та (311). Розрахунки показали, що об'ємна частка залишкового аустеніту в структурі сталі, яку оброблено за режимами $A_{900}Q_{235}P_{350}(20 \text{ хв})$, $A_{900}Q_{235}P_{400}(20 \text{ хв})$ та $A_{900}Q_{235}P_{450}(20 \text{ хв})$, становить 6,9 об.%, 7,6 об.% та 5,4 об.%, відповідно, а вміст вуглецю в $A_{\text{зал}}$ складає 0,51 мас.%, 0,84 мас.% та 0,93 мас.%, відповідно. Спостерігається тенденція підвищення вмісту вуглецю в $A_{\text{зал}}$ зі збільшенням температури «Partitioning», що обумовлено інтенсифікацією процесів перерозподілу вуглецю до аустеніту на тлі гальмування виділення цементиту за рахунок легування кремнієм.

Результати рентгеноструктурного аналізу були доповнені вивченням структури сталі за допомогою електронного трансмісійного мікроскопу (рис. 4.29-4.34). ТЕМ не виявило присутності залишкового аустеніту в зразках, підданих Q&P-обробці з аустенізацією при 770 °С. Натомість, в цих зразках було виявлено присутність досить великих включень цементиту пластинчастої та зернистої форми, розташованих по границях феритних пластин (рис. 4.29, а,б; рис. 4.30,а-в; рис. 4.31,а-в). Карбідна природа цих включень була підтверджена їх темнопольним зображенням в рефлексії цементиту (рис. 4.29,в; рис. 4.30,г; рис. 4.31,г), а також вивченням дифракційних картин, отриманих з цих включень (рис. 4.29,г; рис. 4.30,г; рис. 4.31,д).

Для зразків, оброблених із аустенізацією при 770 °С (рис. 4.35), ця ділянка є більш протяжною порівняно із іншими режимами обробки. Криві закінчуються спадаючою ділянкою (зосередженої деформації), яка відповідає формуванню шийки.

Вплив Q&P обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ представлено на рис. 4.38-4.40. Аналіз отриманих результатів показав, що термообробка з аустенізацією при 770 °С забезпечила сталі межу міцності в межах 797-903 МПа при стабільно високому відносному подовженні (19-25 %). Втім, слід зазначити, що межа плинності при цьому становить лише 346-481 МПа. Невисокий рівень показників міцності, а особливо межі плинності, пояснюється наявністю в структурі сталі 47 об.% пластичного фериту, який, втім, не забезпечив підвищеного рівня пластичності у порівнянні із іншими температурами аустенізації. Зі

зростанням температури «Partitioning» з 350 °C до 450 °C із витримкою 5 хв межа міцності дещо зросла із 797 МПа до 878 МПа. Із подовженням витримки до 20 хв (режим $A_{770}Q_{200}/P_{350}$) та до 10 хв (режими $A_{770}Q_{200}/P_{400}$ і $A_{770}Q_{200}/P_{450}$) межа міцності досягла максимуму – 903 МПа, що пояснюється розвитком бейнітного перетворенням на стадії «Partitioning».

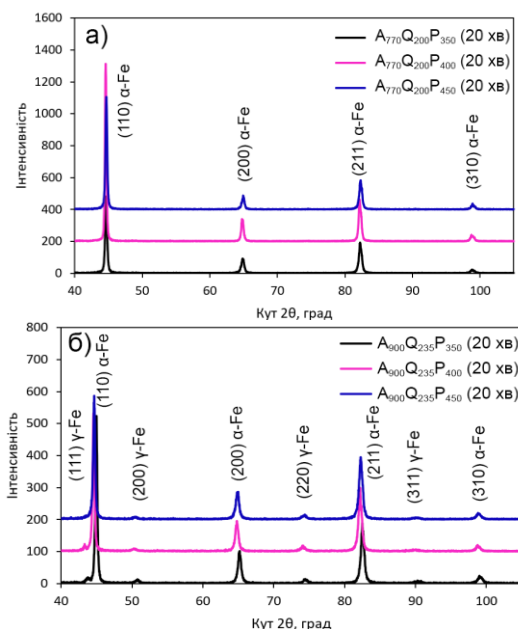
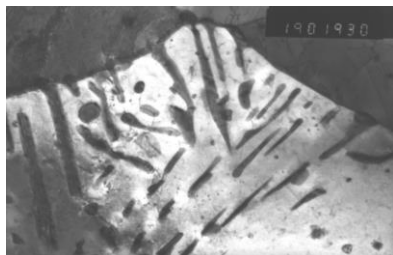


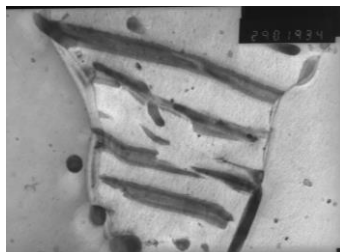
Рисунок 4.28 – Дифрактограми сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки із аустенізації при (а) 770 °C та (б) 900 °C

За більш високої температури аустенізації (900 °C) тонка структура Q&P-обробленої сталі 20С2Г2ХФМБ складалась із пластин альфа-фази із плівковими прошарками залишкового аустеніту (більш темного кольору) (рис. 4.32, б,в; рис. 4.33,а,в,д; рис. 4.34,а-в). Присутність аустеніту в прошарках підтверджується темнопольними зображеннями структури в рефлексі аустеніту (рис. 4.32,г; рис. 4.33,г,є; рис. 4.34,г) та аналізом дифракційних картин (рис. 4.32,д; рис. 4.34,д). Цементитні карбіди в зразках, оброблених при $T_A = 900$ °C, виявлені не були. Ділянки фериту та залишкового аустеніту в структурі сталі забезпечують Q&P-обробленій сталі підвищену в'язкість та пластичність, що ілюструється

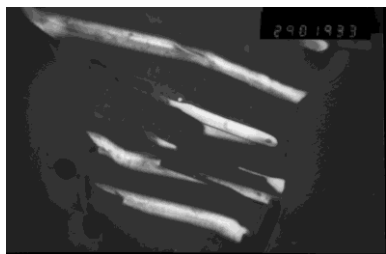
видом кривих розтягнення, типовим для пластичних матеріалів (рис.4.35-4.37). При напруженні вище межі пропорційності на кривих розтягнення з'являється ділянка пластичної течії металу.



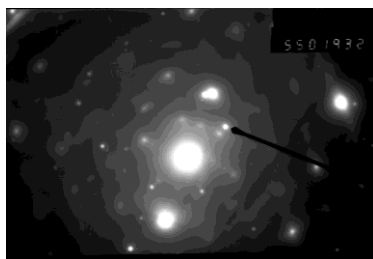
а)



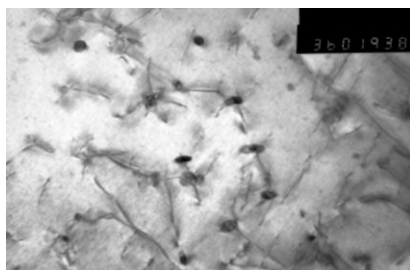
б)



в)



г)

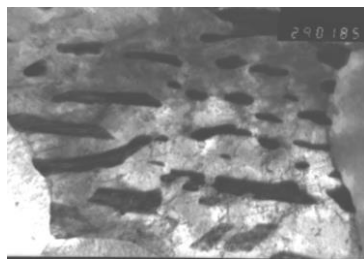


д)

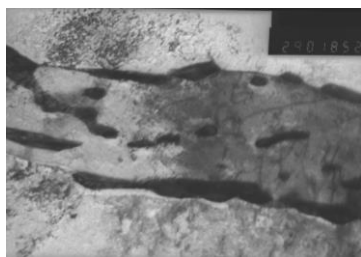
Рисунок 4.29 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{770}Q_{200}/P_{350}(20 \text{ хв})$ ($\times 19000$ (а), $\times 29000$ (б,в), $\times 55000$ (г), $\times 36000$ (д))



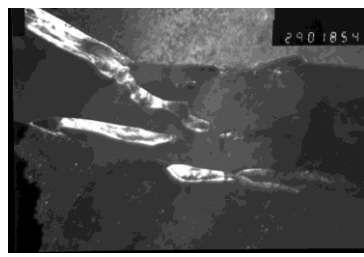
а)



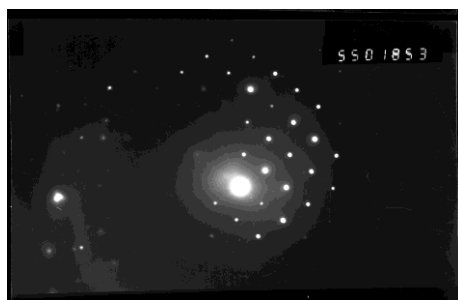
б)



в)



г)



д)

Рисунок 4.30 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{770}Q_{200}/P_{400}(20 \text{ хв})$ ($\times 10000$ (а), $\times 29000$ (б-г), $\times 55000$ (д))

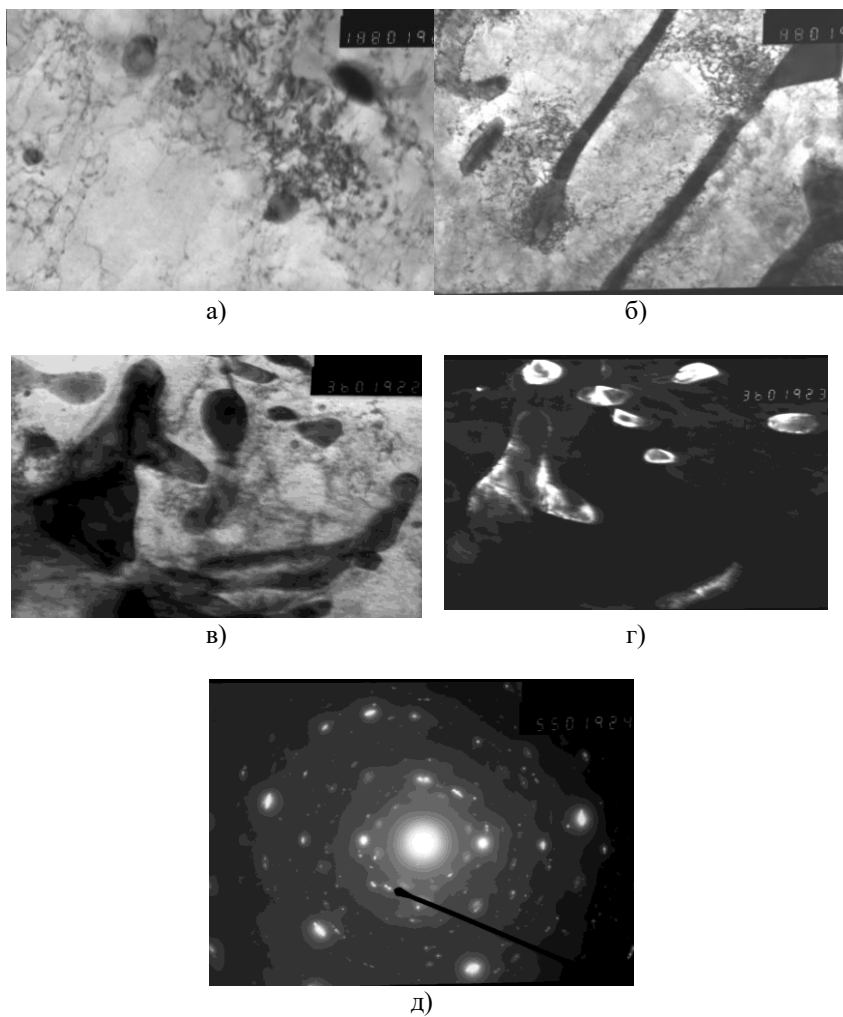


Рисунок 4.31 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{770}Q_{200}/P_{450}(20 \text{ хв})$ ($\times 14800$ (а), $\times 36\,000$ (б-г), $\times 55000$ (д))

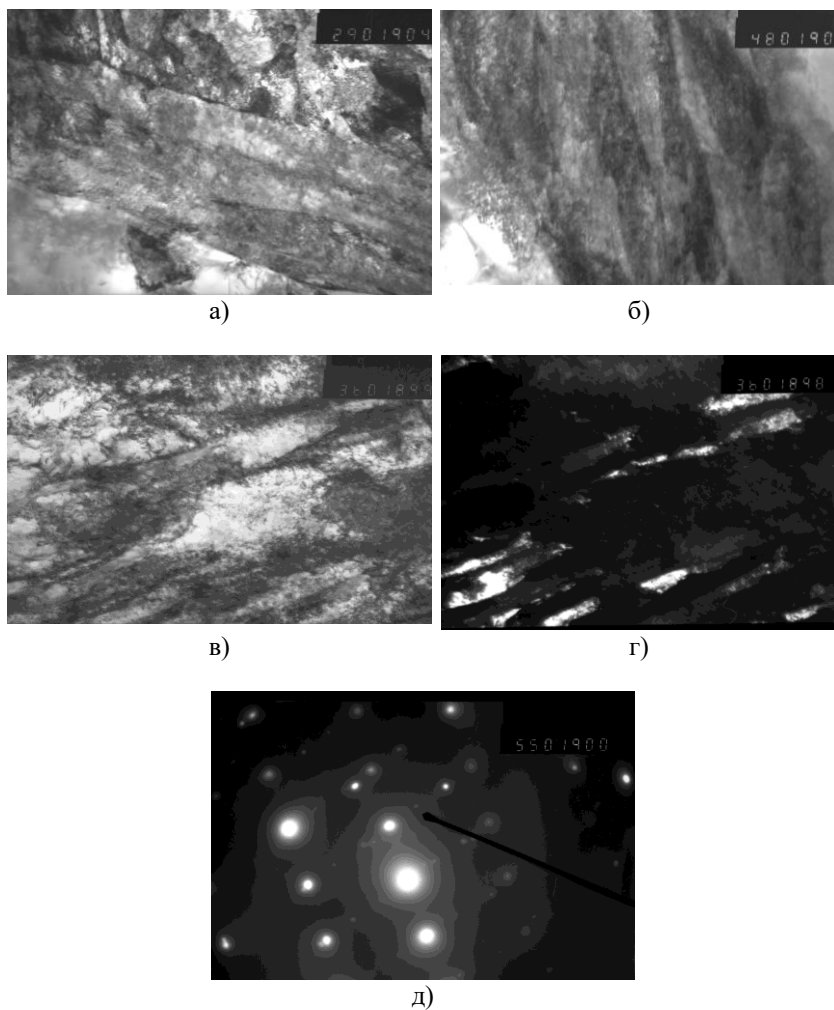


Рисунок 4.32 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{900}Q_{235}/P_{350}(20 \text{ хв})$ ($\times 14800$ (а), $\times 48000$ (б-г), $\times 55000$ (д))

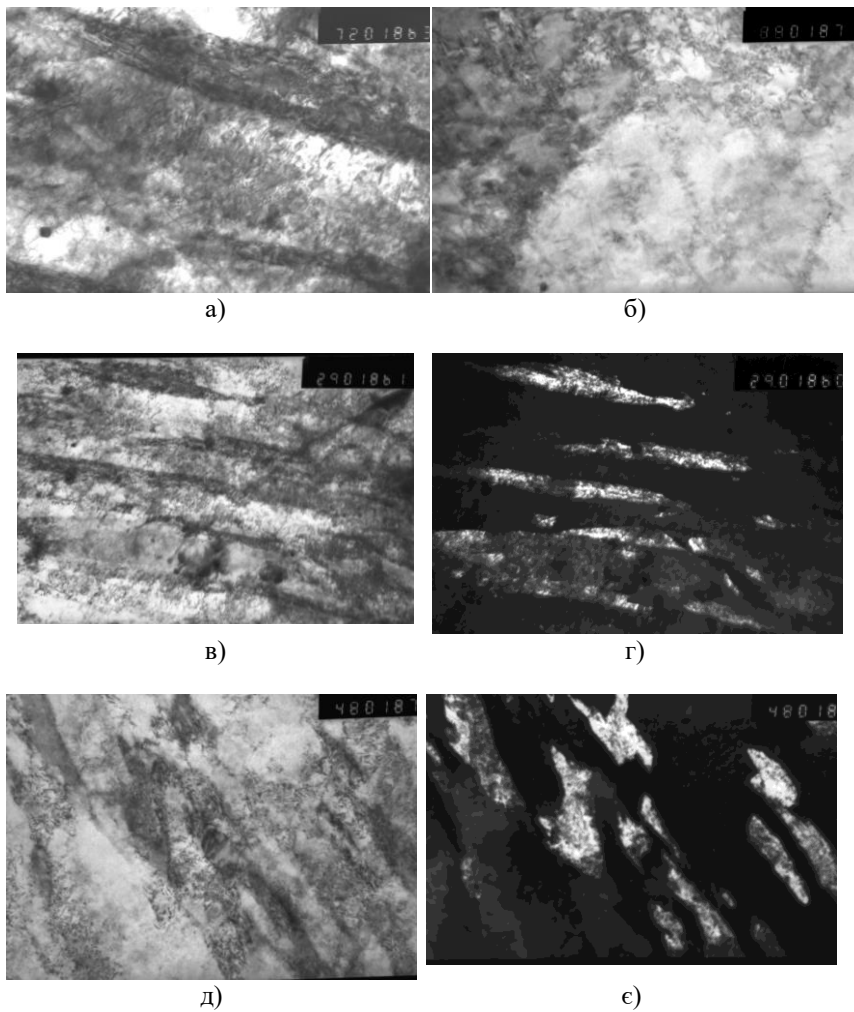


Рисунок 4.33 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{900}Q_{235}/P_{400}(20 \text{ хв})$ ($\times 72000$ (а), $\times 19000$ (б), $\times 29000$ (в,г), 48000 (д))

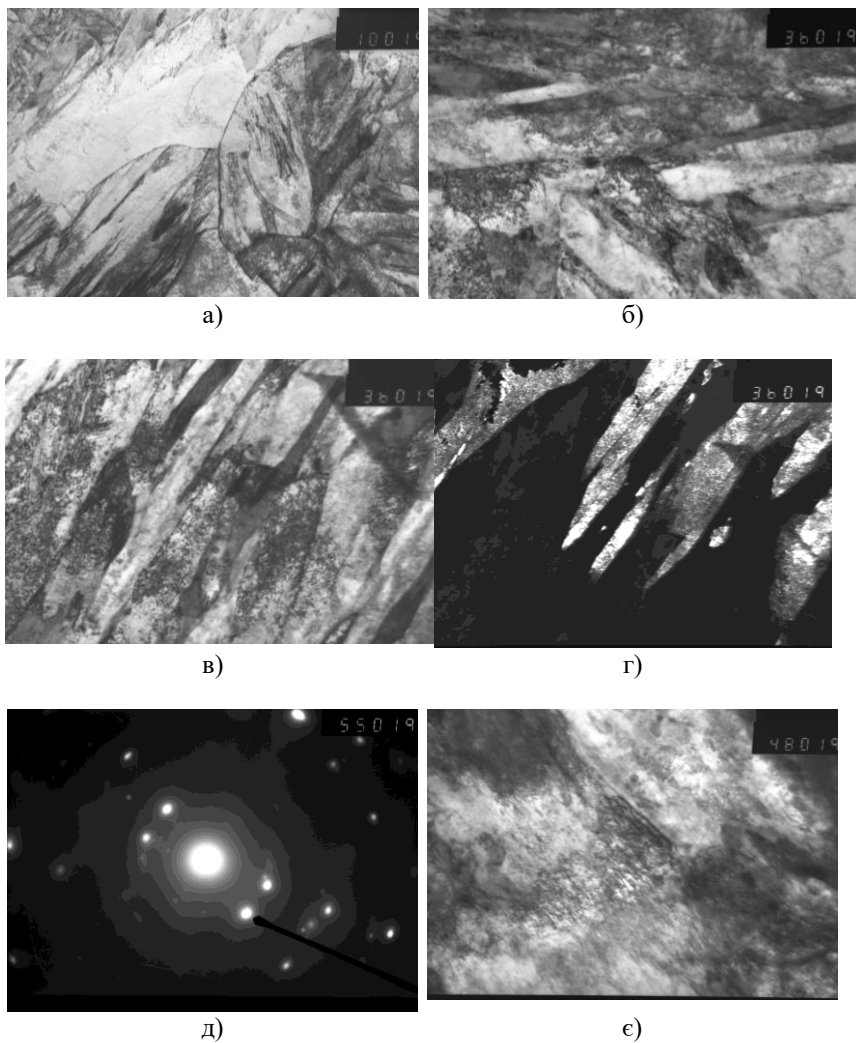


Рисунок 4.34 – Мікроструктура сталі 20С2Г2ХФМБ після Q&P обробки за режимом $A_{900}Q_{235}/P_{450}(20 \text{ хв})$ ($\times 10000$ (а), $\times 36\,000$ (б-г), $\times 55000$ (д), $\times 48000$ (е))

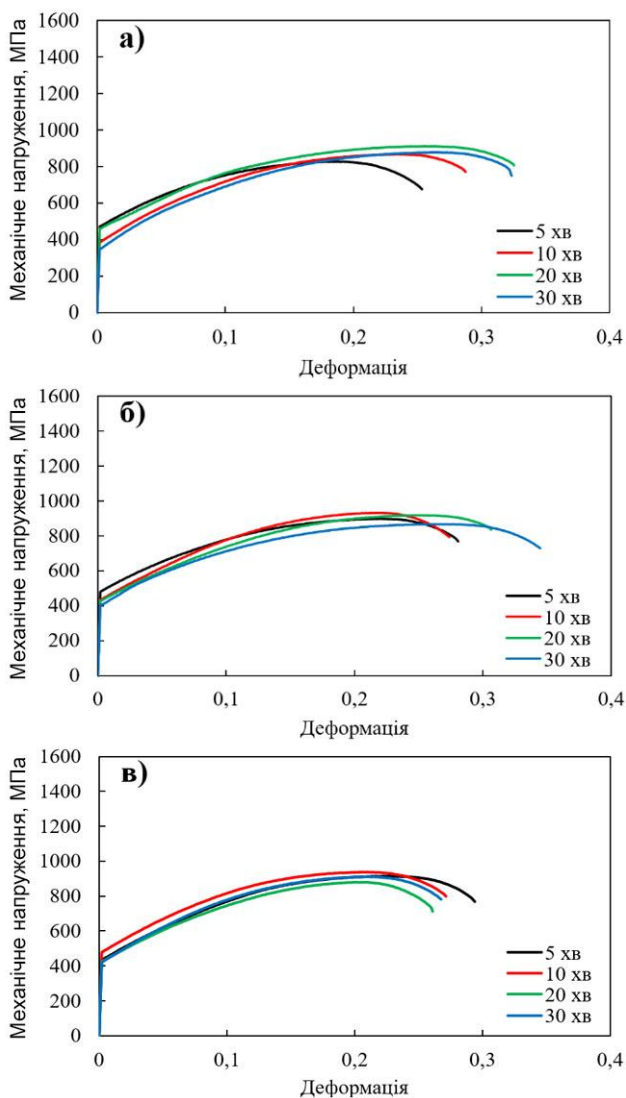


Рисунок 4.35 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після Q&P обробки з аустенізацією при 770 °C і «Partitioning» при (а) 350 °C , (б) 400 °C, (в) 450 °C

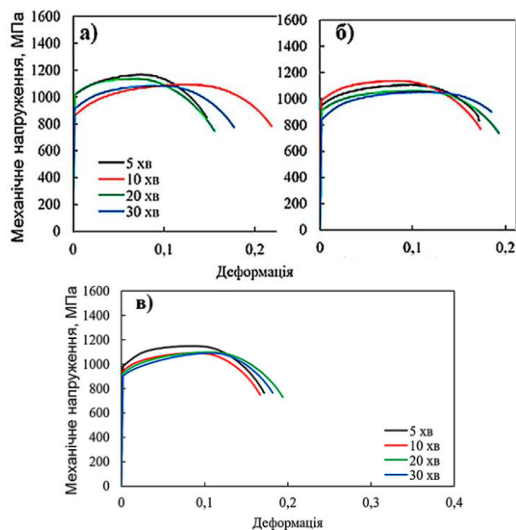


Рисунок 4.36 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після Q&P обробки з аустенітизацією при 900 °C і «Partitioning» при (а) 350 °C , (б) 400 °C, (в) 450 °C

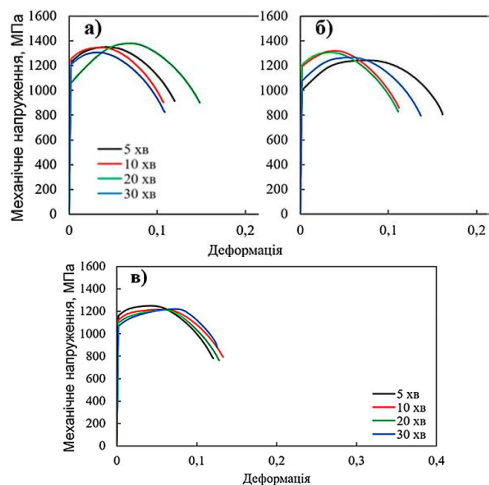


Рисунок 4.37 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після Q&P обробки з аустенітизацією при 950 °C і «Partitioning» (а) 350 °C , (б) 400 °C, (в) 450 °C

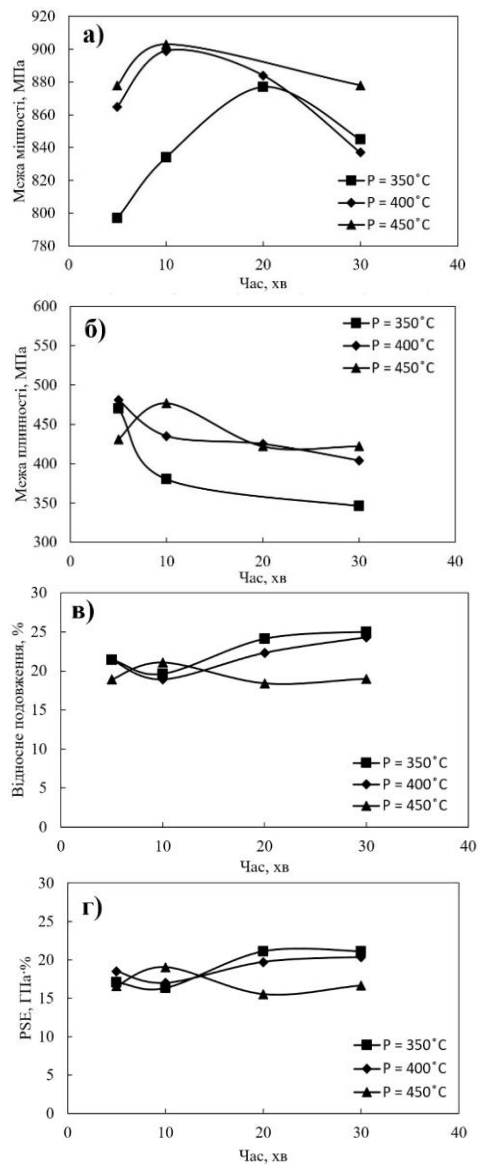


Рисунок 4.38 – Вплив параметрів Q&P обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ (аустенітизація при 770 °C)

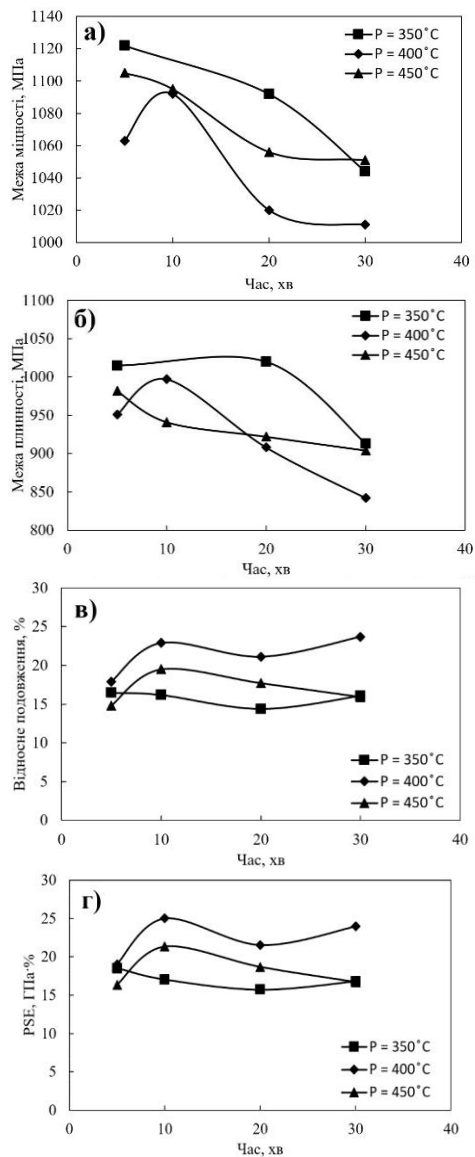


Рисунок 4.39 – Вплив параметрів Q&P обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ (аустенітизація при 900 °C)

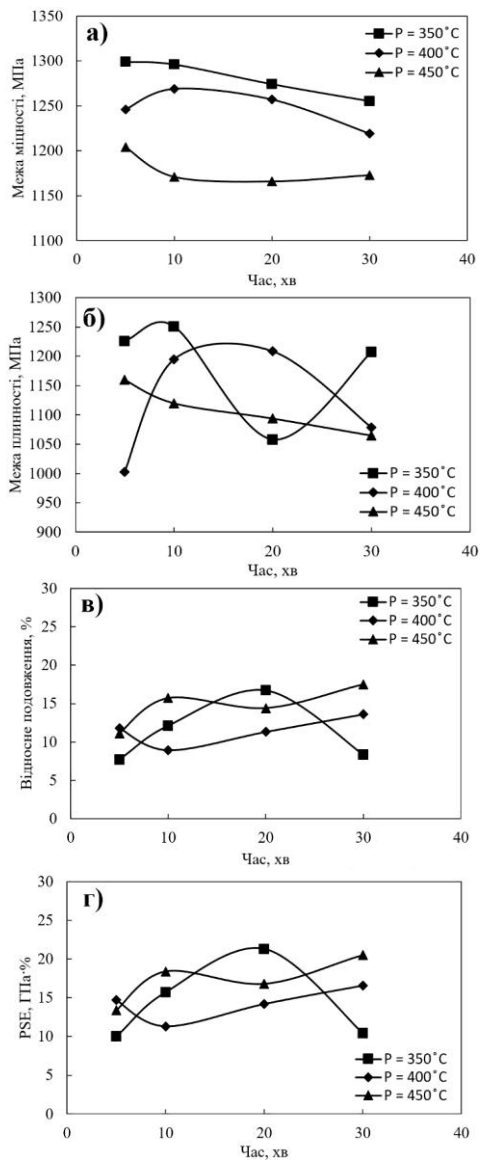


Рисунок 4.40 – Вплив параметрів Q&P обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ (аустенітизація при 950 °C)

Подальша витримка на стадії «Partitioning» призвела до зниження рівня σ_b через відпуск мартенситу, що сформувався на стадії «Quenching». Зростання об'ємної частки більш пластичного (у порівнянні із мартенситом) бейніту на пізніх стадіях «Partitioning» підтверджується поступовим зменшенням межі плинності із відповідним підвищенням відносного подовження сталі. Такий характер зміни механічних властивостей спостерігався за всіх температур витримки на стадії «Partitioning». Оптимальний комплекс властивостей після аустенітизації при 770 °C був зафіксований після режиму $A_{770}Q_{200}/P_{350}(30 \text{ хв})$, коли відносне подовження досягло свого максимуму (25 %) за межі міцності 845 МПа. Це забезпечило показник $PSE = 21,1 \text{ ГПа}\cdot\%$, що відповідає рівню AHSS сталей першого покоління.

Після Q&P обробки із аустенітизацією при 900 °C сталь 20C2Г2ХФМБ демонструвала значно вищий рівень міцності у порівнянні із 770 °C, що було пов'язано із зменшенням об'ємної частки фериту і відповідно – підвищенням часток мартенситу та бейніту. Межа плинності зросла до 842-1020 МПа, а межа міцності – до 1011-1122 МПа. Незважаючи на підвищення міцності, пластичність сталі залишилась на достатньо високому рівні (14,4-23,7 %), що пояснюється відпуском мартенситу та появою залишкового аустеніту в кількості 5,4-7,6 %. Максимальний комплекс механічних властивостей був отриманий після обробки за режимами $A_{900}Q_{235}/P_{400}(10 \text{ хв})$ та $A_{900}Q_{235}/P_{400}(30 \text{ хв})$: межа міцності становила 1011-1092 МПа, межа плинності – 842-997 МПа, відносне подовження – 23-24 %. Для даних режимів показник PSE сягнув 24,0-25,0 ГПа·%.

Максимальна міцність в Q&P обробленій сталі 20C2Г2ХФМБ ($\sigma_b = 1299 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1226 \text{ МПа}$, відносне подовження 8 %) була забезпечена обробкою із повною аустенізацією за режимом $A_{950}Q_{235}/P_{350}(5 \text{ хв})$. Із подовженням витримки при 350 °C міцність знизилась до $\sigma_b = 1255 \text{ МПа}$ та $\sigma_{0,2} = 1207 \text{ МПа}$, а відносне подовження зросло до 17 %. Втім, подальше подовження стадії «Partitioning» до 30 хв призвело до різкого падіння відносного подовження (до 8 %), що могло бути викликане виділенням цементитних карбідів. Із збільшенням температури «Partitioning» до 450 °C міцність незначно знизилась до $\sigma_b = 1173 \text{ МПа}$ та $\sigma_{0,2} = 1065 \text{ МПа}$ (режим $A_{950}Q_{235}/P_{450}(30 \text{ хв})$). Зростання температури та тривалості «Partitioning» забезпечило монотонне зростання відносного подовження сталі до 18 % внаслідок поступового відпуску мартенситу.

Після термічної обробки заготовки із низьковуглецевих листових сталей можуть піддаватись штампуванню для набуття необхідної конфігурації. Бажано, щоб при цьому сталь набувала підвищеної міцності. З цієї точки зору важливою технологічною характеристикою TRIP-assisted сталей є здатність до деформаційного зміцнення. Ця здатність може ха-

рактизуватися приростом міцності при деформації розтягненням (ріницею між σ_b та $\sigma_{0,2}$), а також співвідношенням $\sigma_{0,2}/\sigma_b$. Як впливає з рис. 4.41,а, у випадку «Partitioning» при 350 °C існує загальна тенденція зниження приросту міцності та показника $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ із підвищенням температури аустенізації від 770 °C до 950 °C. Це пов'язано, більшою мірою, із підвищенням об'ємної частки мартенситу в структурі сталі, який має знижену здатність до пластичної деформації і, відповідно, до деформаційного зміцнення. Аналогічний характер впливу температури аустенізації фіксується і для режимів обробки із «Partitioning» при 400 - 450 °C (рис. 4.41,б,в). Збільшення витримки від 5 хв до 30 хв забезпечує суттєвий приріст деформаційного зміцнення, що пояснюється підвищенням об'ємної долі пластичних структурних складових – бейнітного фериту та залишкового аустеніту (останній стабілізується внаслідок перерозподілу вуглецю під час витримки на стадії «Partitioning»). Більший вміст пластичних фаз обумовлює зниження межі плинності та підвищення межі міцності (за рахунок деформаційного зміцнення та TRIP-ефекту), що забезпечує більшу різницю між $\sigma_{0,2}$ та σ_b . Зі збільшенням температури «Partitioning» від 350 °C до 450 °C різниця між деформаційним зміцненням зразків після витримки впродовж 5 хв та 30 хв поступово зменшується. Це пояснюється більш повним перерозподілом вуглецю, внаслідок чого залишковий аустеніт стабілізується до деформаційного мартенситного перетворення.

Поведінку Q&P-обробленої сталі 20C2Г2ХФМБ при деформації дослідили шляхом аналізу кривих швидкості деформаційного зміцнення, представлених на рис. 4.42-4.44. Особливістю кінетики деформаційного зміцнення зразків оброблених із $T_A = 770$ °C (незалежно від режиму Q&P-обробки), є поступове зниження ШДЗ після досягнення максимального значення при початковій деформації ($\epsilon \leq 0,03$). Принципово інша кінетика ШДЗ була відмічена в зразках, аустенітизованих при 900 °C: після досягнення максимального значення при першій (початковій) деформації ($\epsilon \leq 0,03$) ШДЗ суттєво знизилось в інтервалі $\epsilon = 0,03-0,05$ (друга стадія), що пов'язано із відносно легким ковзанням дислокацій на початкових ступенях деформації. Після зростання щільності дислокацій до рівня, достатнього для блокування щільно упакованих площин ковзання, крива ШДЗ різко зросла в інтервалі $\epsilon = 0,05-0,12$ (третя стадія). Після досягнення максимуму при $\epsilon \approx 0,12$ ШДЗ поступово знизилось при $\epsilon = 0,15-0,22$ (четверта стадія). Характер деформаційного зміцнення зразків, аустенітизованих при 900 °C, мало залежав від параметрів режиму Q&P-обробки.

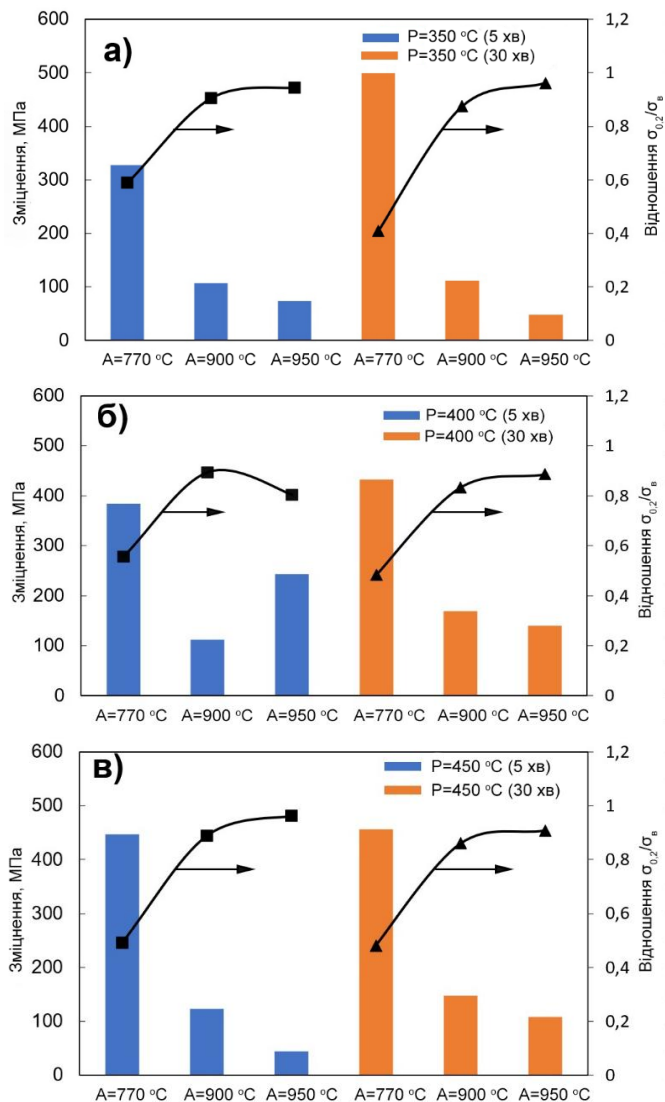


Рисунок 4.41 – Схильність Q&P-обробленої сталі 20C2Г2ХФМБ до деформаційного зміцнення в залежності від від температури «Partitioning»: 350 °C(а), 400 °C(б), 450 °C(в)

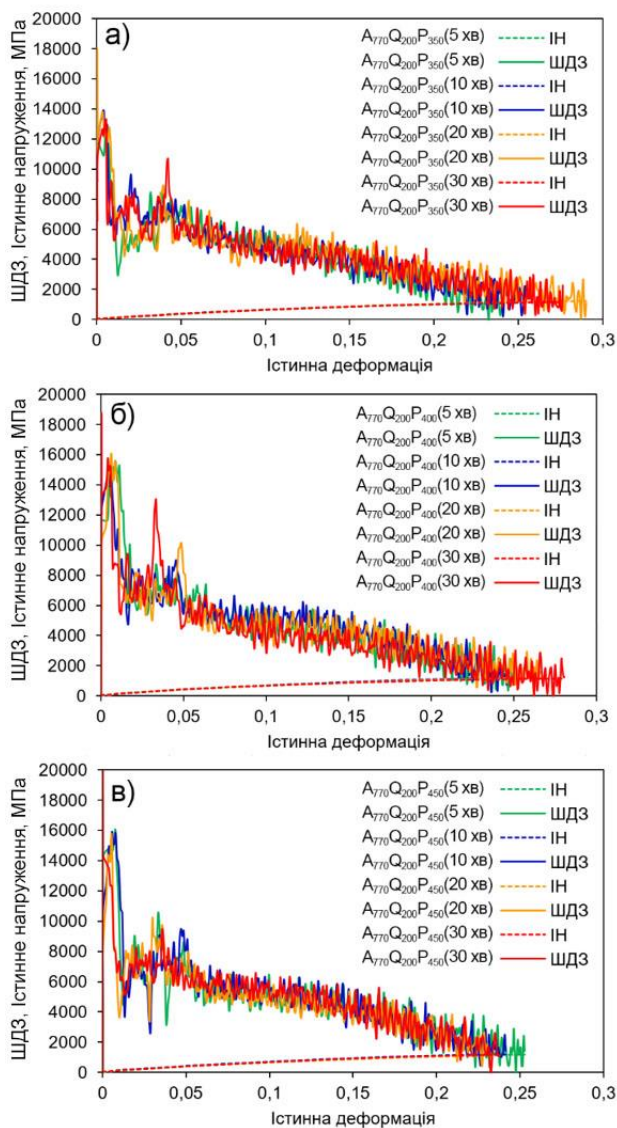


Рисунок 4.42 – Криві істинного напруження і ШДЗ Q&P-оброблених зразків ($T_A = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$) із «Partitioning» при 350 °C(а), 400 °C(б), 450 °C(в)

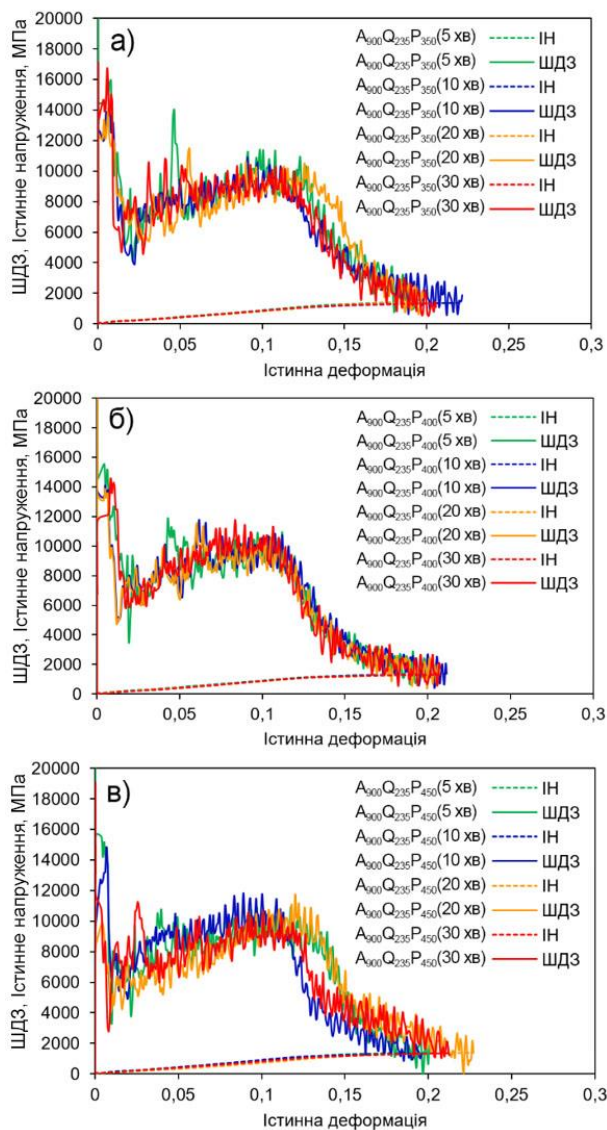


Рисунок 4.43 – Криві істинного напруження та ШДЗ Q&P-оброблених зразків ($T_A = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$) із «Partitioning» при $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (а), $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (б), $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (в)

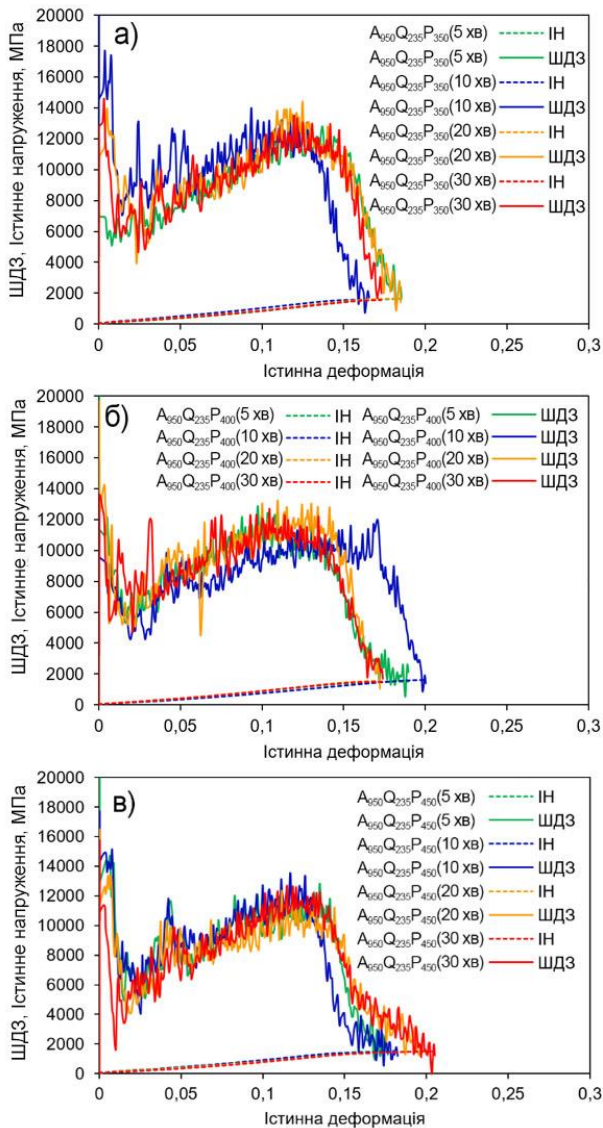


Рисунок 4.44 – Криві істинного напруження і ШДЗ Q&P-оброблених зразків ($T_A = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$) із «Partitioning» при 350 °C(а), 400 °C(б), 450 °C(в)

Профіль кривих ШДЗ зразків, аустенітизованих при 950 °С, на початкових стадіях деформації є подібним до зразків з $T_A = 900$ °С. Варто зазначити, що збільшення ШДЗ на третій стадії в цьому випадку відбувається у більш широкому інтервалі деформації ($\epsilon = 0,03-0,17$), а зміцнення протікає більш інтенсивно. На відміну від інших режимів Q&P обробки, після досягнення максимуму при $\epsilon = 0,15-0,17$ ШДЗ різко знижується зі збільшенням ступеню деформації, що пов'язано із невисокою пластичністю зразків, аустенітизованих при 950 °С.

На рис. 4.45 представлено данні щодо впливу параметрів Q&P-обробки на ударну в'язкість сталі. У випадку аустенітизації при 770 °С підвищення температури «Partitioning» від 350 °С до 450 °С викликає поступове зниження ударної в'язкості сталі від 225 Дж/см² (режим $A_{770}Q_{200}P_{400}(20 \text{ хв})$) до 189 Дж/см² ($A_{770}Q_{200}P_{450}(10 \text{ хв})$). Це може бути пов'язано із виділенням карбідів цементитного типу, за аналогією із технологією аустемперінгу із подібною температурою аустенітизації. Q&P-обробка із $T_A = 900$ °С забезпечила нижчий у 1,5-2 рази (за $T_A = 770$ °С) рівень ударної в'язкості (109-128 Дж/см²). Це пояснюється заміною пластичного фериту на мартенсит в структурі сталі. Підвищення ударної в'язкості при збільшенні температури «Partitioning» при $T_A = 900$ °С пов'язано із інтенсифікацією відпуску мартенситу із виділенням проміжних ϵ -карбідів переважно всередині мартенситних кристалів. Ці компенсує окрихчення сталі, яке може бути викликане виділенням цементитних карбідів із аустеніту на стадії «Partitioning».

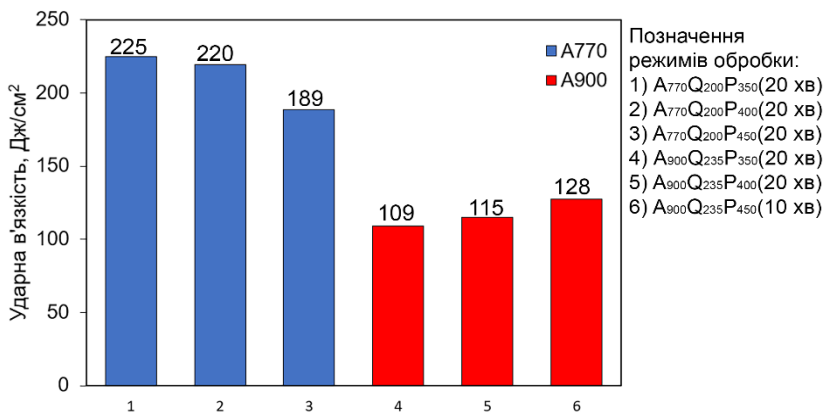


Рисунок 4.45 – Зміна ударної в'язкості сталі 20C2Г2ХФМБ в залежності від параметрів Q&P обробки

Рис. 4.46 ілюструє взаємозв'язок між межею міцності та відносним подовженням для реалізованих режимів Q&P обробки. Як видно з рисунку, максимальна межа міцності (1299 МПа) при подовженні 8 % забезпечується обробкою за режимом $A_{950}Q_{235}P_{350}$ (5 хв). Максимальна пластичність ($\delta = 25\%$) при міцності $\sigma_b = 845$ МПа була досягнута при реалізації режиму $A_{770}Q_{200}P_{350}$ (30 хв). В цілому, з підвищенням температури аустенізації максимальні значення σ_b поступово зростають від 797 МПа ($T_A = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$) до 1299 МПа ($T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) при відповідному зниженні відносного подовження від 8 % до 25 %. Показник PSE сягає свого максимуму при $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ при подовженні витримки на стадії «Partitioning». Це пояснюється паралельним протіканням таких процесів як (а) відпуск мартенситу, (б) перерозподіл вуглецю із мартенситу до аустеніту із стабілізацією останнього до мартенситного перетворення, (в) утворення безкарбідного бейніту на пізніх стадіях «Partitioning».

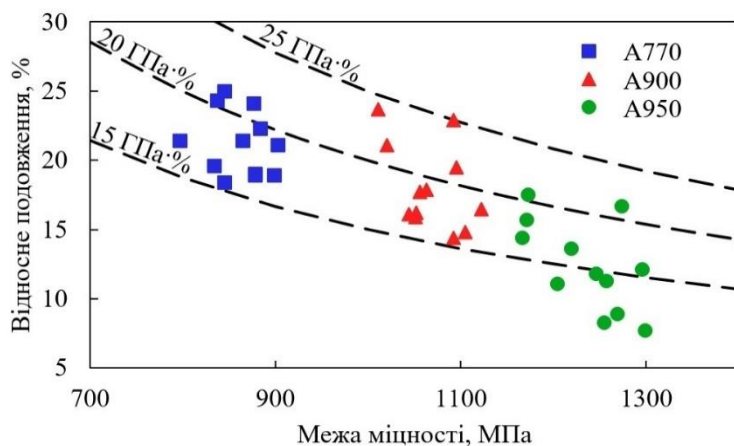


Рисунок 4.46 – Взаємозв'язок між міцністю та пластичністю для Q&P-обробленої сталі 20C2Г2ХФМБ

Режими Q&P обробки $A_{770}Q_{200}P_{350}$ (20 хв), $A_{770}Q_{200}P_{350}$ (30 хв) забезпечили сталі 20C2Г2ХФМБ максимальну пластичність ($\delta = 24\text{--}25\%$), при цьому було досягнуто досить високого опору міцності – 845–877 МПа. За режиму $A_{950}Q_{235}P_{350}$ (20 хв) було отримано значно вищу міцність ($\sigma_b = 1173$ МПа), однак відносне подовження в цьому випадку становило 18 %.

Найкращий комплекс властивостей був досягнутий після Q&P обробки за режимами $A_{900}Q_{235}P_{400}(10\text{хв})$ та $A_{900}Q_{235}P_{400}(30\text{хв})$, що забезпечили отримання максимального рівня показника PSE (24,0-25,0 ГПа·%). Це було пов'язано, перш за все, із високим рівнем пластичності (23-24 %), близьким до режимів із $T_A = 770\text{ }^\circ\text{C}$, за набагато вищої міцності ($\sigma_b = 1011\text{-}1092\text{ МПа}$). Отримані результати в повній мірі підтверджують перспективність застосування Q&P обробки для покращення властивостей низьковуглецевих TRIP-assisted сталей: після реалізації Q&P обробки сталь 20C2Г2ХФМБ повністю задовольняє вимогам, що висуваються до AHSS 1-го покоління.

4.3 Вплив параметрів термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості низьковуглецевої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б

В даному розділі приведено дані щодо впливу параметрів термічної обробки за технологіями «Austempering» та Q&P на фазово-структурний стан та механічні властивості економнолегованої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б, яка, на відміну від 20C2Г2ХМФБ, не вміщує хром, молібден та ванадій. Термічну обробку сталі 20C2Г2Б проводили за чотирьома схемами, перші дві з яких відповідали технології «Austempering», а останні дві – Q&P-обробці. Режим «Austempering» (рис. 4.47,а) включав аустенітизацію у МКІ при $770\text{ }^\circ\text{C}$ (для отримання приблизно рівної кількості фериту та аустеніту) або в однофазній γFe області при $900\text{ }^\circ\text{C}$; витримка складала 10 хв. Аустенітизовані зразки потім витримували при $300\text{-}350\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 5-20 хв із завершальним охолодженням на повітрі. Ті ж самі параметри нагріву було використано в ході аустенітизації при Q&P обробці (рис. 4.47, б), після чого зразки охолоджували до $200\text{ }^\circ\text{C}$ (при $T_A = 770\text{ }^\circ\text{C}$) або $235\text{ }^\circ\text{C}$ (при $T_A = 900\text{ }^\circ\text{C}$). На стадії «Partitioning» зразки витримували при $350\text{ }^\circ\text{C}$ або $400\text{ }^\circ\text{C}$; тривалість витримки варіювали в межах 5-20 хв.

«Austempering» за режимом $A_{770}I_{300}(10\text{ хв})$ привів до формування в сталі 20C2Г2Б мікроструктури, що переважно складалась із поліедричних зерен фериту, а також рейкоподібних ділянок бейніту вздовж границь зерен (рис. 4.48, а). З подовженням часу ізотермічної витримки до 20 хв об'ємна частка бейніту зросла, за рахунок нових ділянок всередині зерен (показані стрілкою на рис. 4.48,б). Така структура є характерною для бейніту, який формується в низьковуглецевих сталях в нижній частині бейнітного перетворення [141]. Підвищення температури аустенітизації привело до повної заміни доєвтектоїдного фериту на бейніт (рис.

4.48,в,г). Підвищення тривалості бейнітизації до 20 хв практично не вплинуло на загальний характер мікроструктури сталі.

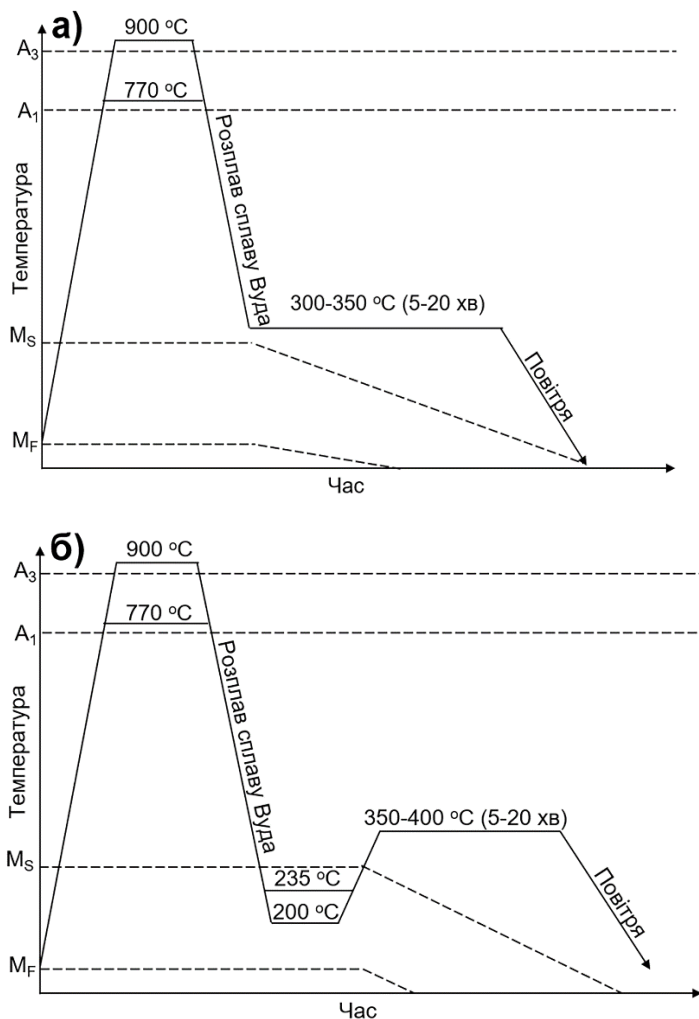


Рисунок 4.47 – Графіки термічної обробки сталі 20C2Г2Б за схемами «Austempering» (а) та Q&P (б)

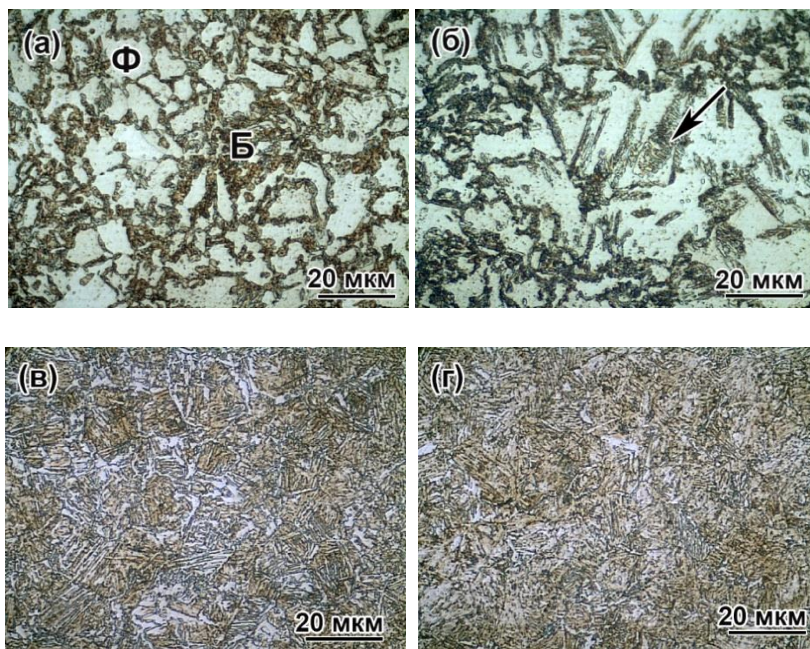


Рисунок 4.48 – Мікроструктура сталі 20C2Г2Б після термообробки «Austempering» за режимами $A_{770}I3O_{300}(10 \text{ хв})$ (а), $A_{770}I3O_{300}(20 \text{ хв})$ (б), $A_{900}I3O_{300}(5 \text{ хв})$ (в), $A_{900}I3O_{300}(20 \text{ хв})$ (г) (Ф – ферит, Б – бейніт)

Застосування Q&P-обробки викликало додаткове подрібнення мікроструктури у порівнянні із “Austempering”. Це ілюструється рис.4.49, а,б, на яких зображено структуру зразку, обробленого за режимом $A_{770}Q_{200}P_{350}(5 \text{ хв})$. Подрібнення було спричинено формуванням мартенситу на стадії «Quenching», рейки якого розділили вихідні аустенітні зерна на субзерна [142]; розмір субзерен визначив довжину рейок бейніту, що сформувався на стадії «Partitioning». Така ж структура була характерна і для режиму з «Partitioning» при 400 °C. Термічна обробка за режимом $A_{900}Q_{235}P_{350}(5 \text{ хв})$ (рис. 4.49,д) забезпечила формування дрібнозернистої мартенситно-бейнітної структури із незначною кількістю поліедричного фериту (рис. 4.49,г).

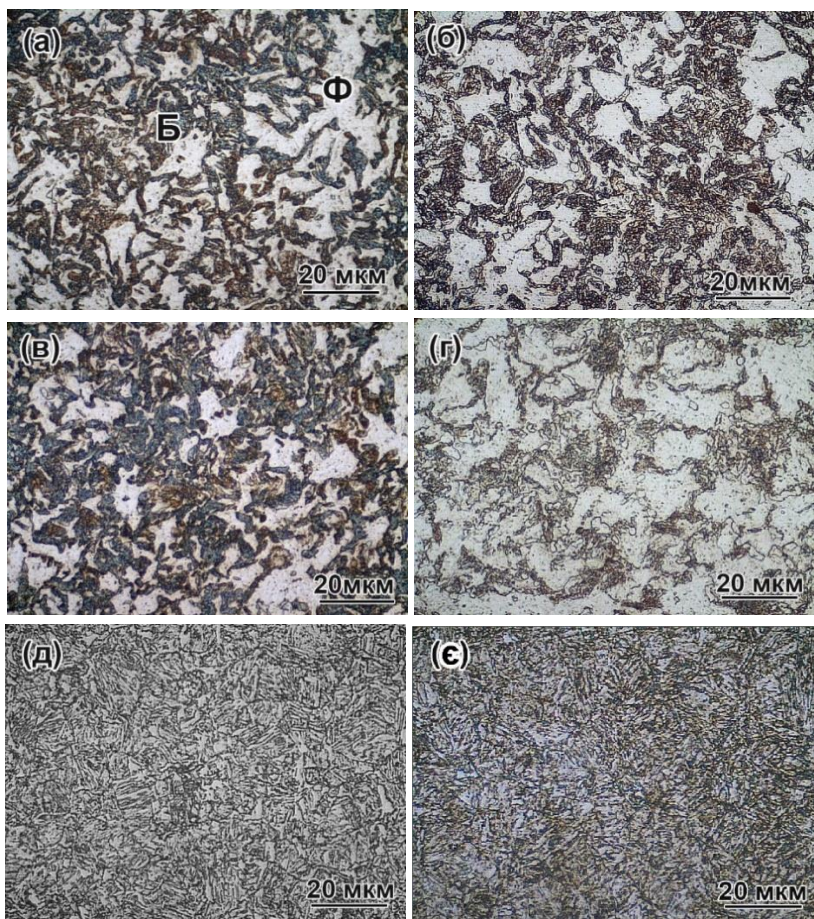


Рисунок 4.49 – Мікроструктура сталі 20С2Г2Б після Q&P обробки за режимами $A_{770}Q_{200}P_{350}(5 \text{ хв})$ (а), $A_{770}Q_{200}P_{350}(20 \text{ хв})$ (б), $A_{770}Q_{200}P_{400}(5 \text{ хв})$ (в), $A_{770}Q_{200}P_{400}(20 \text{ хв})$ (г), $A_{900}Q_{235}P_{350}(5 \text{ хв})$ (д), $A_{900}Q_{235}P_{350}(20 \text{ хв})$ (е)

Поведінку термообробленої сталі 20С2Г2Б при випробуванні на розтягнення ілюструє вид кривих розтягнення, показаних на рис. 4.50-4.53. Ділянка кривої, яка відповідає пластичній течії металу до досягнення максимального напруження, є більш протяжною для режимів обробки із аустенітизацією при 770 °С, а також для режимів із підвищеною температурою та тривалістю бейнітної витримки (у разі «Austempering»)

або стадії «Partitioning» (у разі Q&P обробки). Це свідчить про високу пластичність сталі після вказаних режимів термообробки. Для всіх режимів обробки дослідженої сталі криві розтягнення закінчуються спадною ділянкою, яка відповідає формуванню шийки, що також ілюструє підвищену пластичність металу. При цьому рівень механічної напруги зменшується особливо інтенсивно у випадку режимів обробки із повною аустенітизацією.

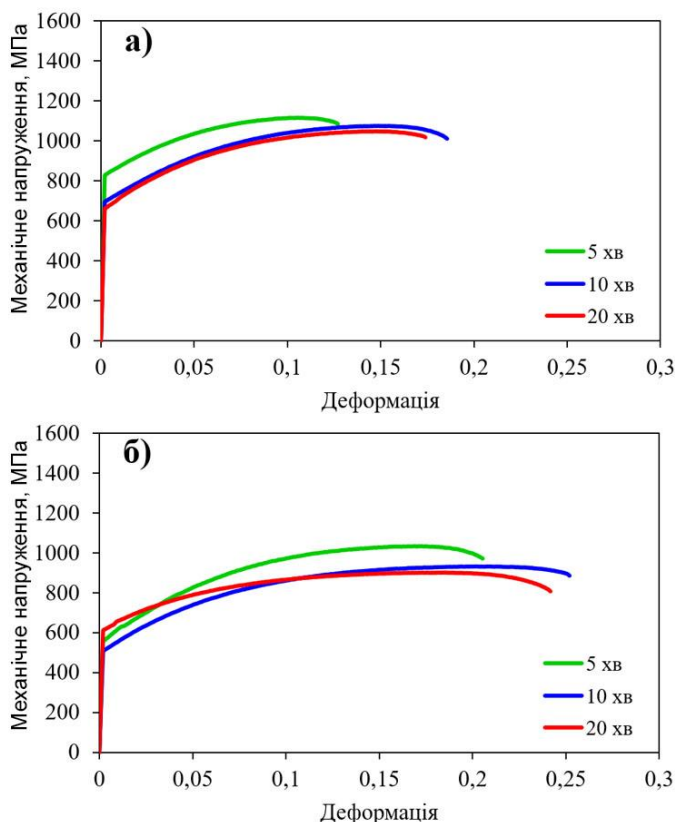


Рисунок 4.50 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2Б після ізотермічної витримки при 300 °C (а) та 350 °C (б) («Austempering» із $T_A = 770$ °C)

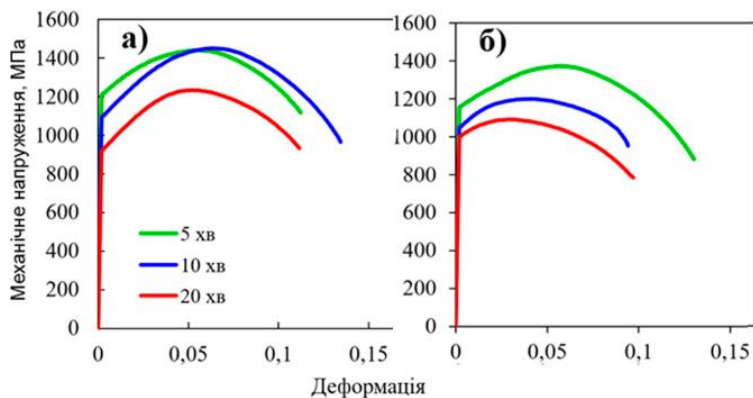


Рисунок 4.51 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2Б після ізотермічної витримки при 300 °C (а) та 350 °C (б) («Austempering» із $T_A = 900$ °C)

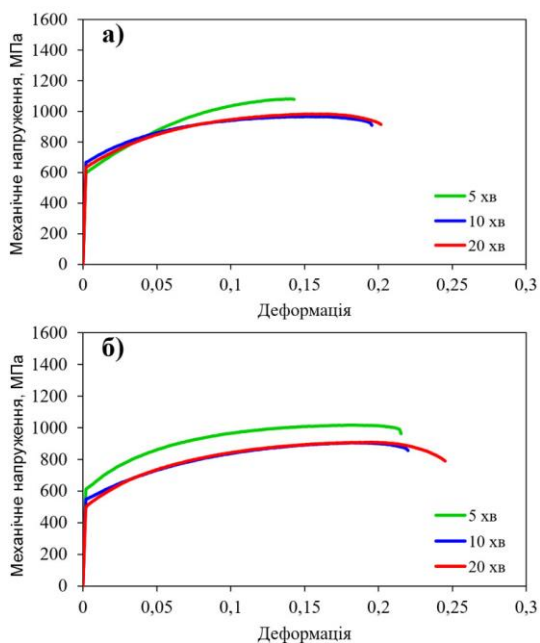


Рисунок 4.52 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2Б після Q&P обробки із «Partitioning» при (а) 300 °C та (б) 350 °C ($T_A = 770$ °C)

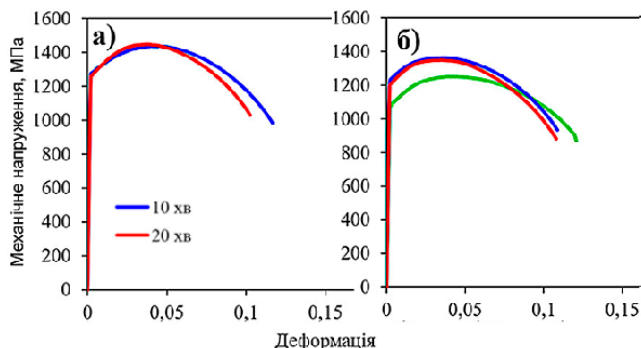


Рисунок 4.53 – Криві розтягнення зразків сталі 20C2Г2Б після Q&P обробки із «Partitioning» при (а) 300 °C та (б) 350 °C ($T_A = 900$ °C)

Вплив параметрів «Austempering» на міцність сталі 20C2Г2Б представлений на рис. 4.54,а та рис. 4.55,а. Термічна обробка із аустенітизацією при 770 °C забезпечила опір плинності й міцності в межах 505-826 МПа та 867-1143 МПа, при цьому максимальні показники міцності ($\sigma_{0,2} = 826$ МПа, $\sigma_b = 1143$ МПа) відповідали режиму $A_{770}I3O_{300}$ (5 хв). Подовження тривалості витримки при вказаному режимі до 20 хв викликало зниження показників міцності до $\sigma_{0,2} = 660$ МПа та $\sigma_b = 1009$ МПа. Це було пов'язане з процесами, що паралельно розвиваються впродовж витримки: 1) з формуванням бейніту, що поступово знижує кількість переохолодженого аустеніту, здатного до перетворення на мартенсит при завершальному охолодженні, та 2) з дифузійним збагаченням аустеніту вуглецем, що підвищує кількість залишкового аустеніту у структурі сталі (останнє значною мірою впливає на межу плинності). Із підвищенням температури ізотермічної витримки до 350 °C міцність знизилась до $\sigma_{0,2} = 505$ -611 МПа та $\sigma_b = 867$ -986 МПа, що було обумовлено властивостями бейніту, який формується при цій температурі витримки. Збільшення тривалості витримки при 350 °C з 5 хв до 20 хв поступове зменшило межу міцності при одночасному зростанні межі плинності.

Характер зміни показників міцності сталі 20C2Г2Б в залежності від параметрів МКІ/Q&P обробки (рис. 4.54,б, 4.55,б) був аналогічний до МКІ/ІЗО. Після обробки за режимом $A_{770}Q_{200}P_{350}$ (5 хв) міцність сталі становила $\sigma_{0,2} = 599$ МПа та $\sigma_b = 1041$ МПа. Зі збільшенням тривалості витримки на стадії «Partitioning» до 20 хв межа міцності знизилась до 946 МПа, що в першу чергу було викликано більш повним відпуском мартенситу, сформованого на стадії перерваного гартування. На проти-

вагу цьому, після витримки впродовж 10-20 хв межа плинності дещо зросла до 635-667 МПа. Останнє пояснюється більш повним утворенням бейніту із відповідним зменшенням кількості залишкового аустеніту.

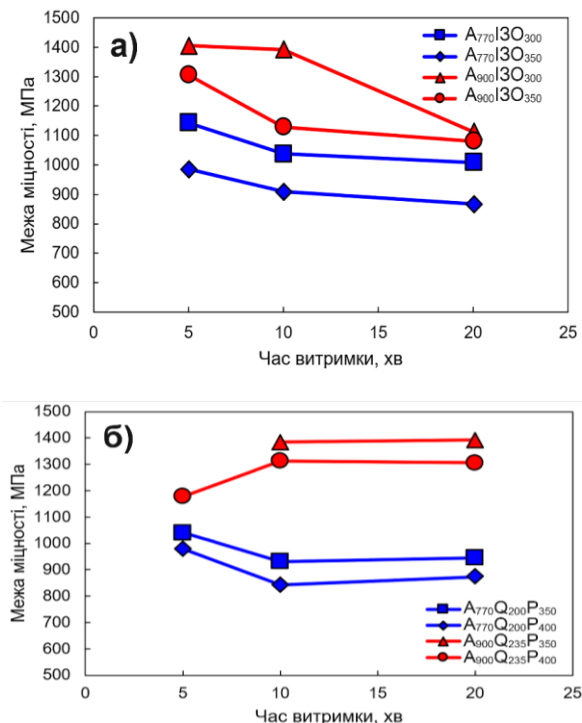


Рисунок 4.54 – Вплив параметрів термічної обробки за технологіями «Austempering» (а) та Q&P (б) на межу міцності сталі 20C2Г2Б

Режими термічної обробки із температурою аустенітизації 900 °С очікувано підвищили міцність сталі 20C2Г2Б за рахунок різкого зменшення частки феритної фази в структурі сталі. Після «Austempering» із аустенітизацією при 900 °С межа міцності дослідженої сталі становила 1081-1405 МПа, а $\sigma_{0,2}$ – 919-1208 МПа. Із підвищенням температури та тривалості бейнітизації міцність та плинність сталі знижувались. Обробка за Q&P схемою із аустенітизацією при 900 °С дозволила досягти у сталі 20C2Г2Б межі міцності на рівні 1178-1392 МПа за межі плинності

1069-1277 МПа. Збільшення часу бейнітизації від 5 хв до 10 хв викликало незначний ріст цих показників із подальшою стабілізацією при подовженні витримки.

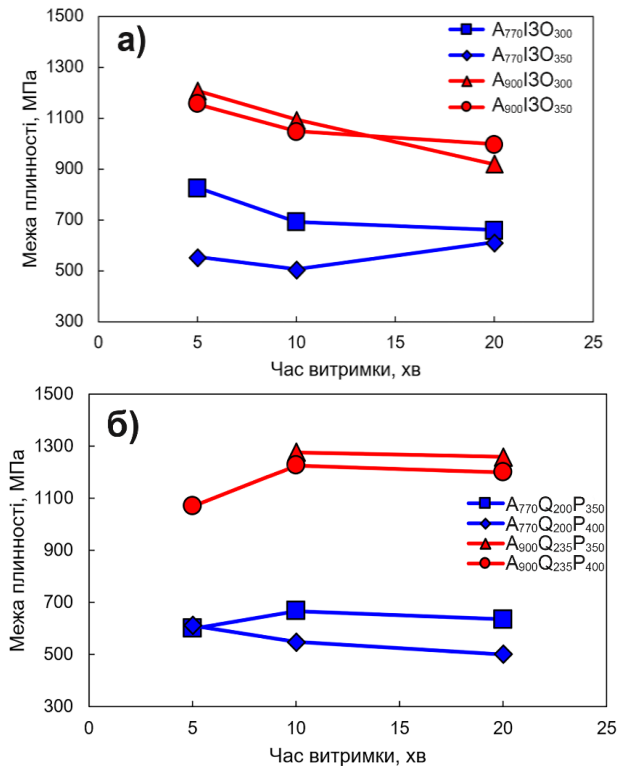


Рисунок 4.55 – Вплив параметрів термічної обробки за технологіями («Austempering» (а) та Q&P (б) на межу плинності сталі 20C2Г2Б

Вплив параметрів «Austempring» на пластичність сталі 20C2Г2Б продемонстровано на рис. 4.56а. Із збільшенням часу витримки при 350 °С відносно подовження монотонно зростало від 14 % до 23 %, досягаючи максимуму після 20 хв витримки. Інші варіанти обробки, як з частковою, так із повною аустенітизацією, забезпечили відносне подовження в межах 11-14 %.

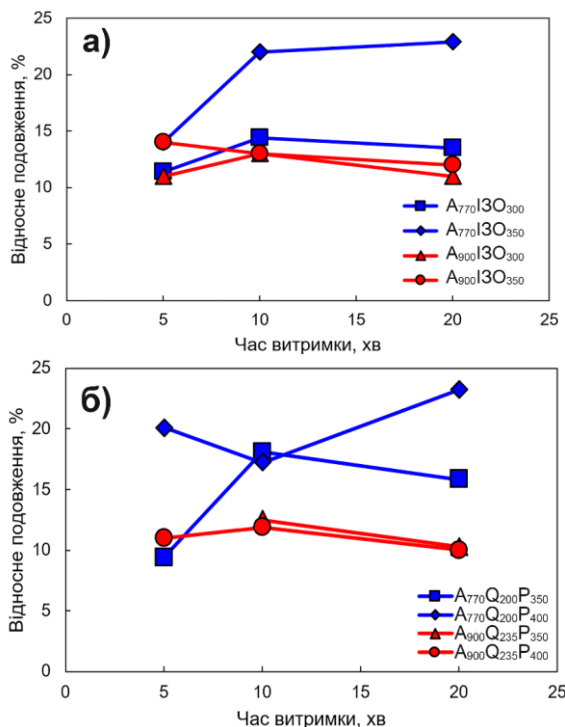


Рисунок 4.56 – Вплив параметрів термічної обробки за схемами «Austempering» (а) та Q&P (б) на відносне подовження сталі 20C2Г2Б

Q&P-обробка за режимом A₇₇₀Q₂₀₀P₃₅₀(5 хв) знизилася пластичність до $\delta = 9\%$ (рис. 4.56,б). Це могло бути пов'язано із малою витримкою, недостатньою для початку бейнітного перетворення, внаслідок чого при завершальному охолодженні аустеніт перетворився на мартенсит. Це припущення підтверджується тим, що після Q&P обробки із довшою стадією «Partitioning», або з більш високою температурою витримки (400 °C), відносне подовження сталі було значно вищим (16-23 %) внаслідок більш активного розвитку бейнітного перетворення. Максимальний рівень δ (17-23 %) був забезпечений Q&P-обробкою із «Partitioning» при 400 °C. Це обумовлено як властивостями бейніту, що формується при цій температурі, так підвищенням інтенсивності перерозподілу вуглецю між мартенситом і аустенітом із відповідним збільшенням кількості залишкового аустеніту. Q&P-обробка із аустенітизацією при 900 °C

характеризувалась більш низьким рівнем відносного подовження (11-13 %), при цьому збільшення тривалості «Partitioning» викликало незначне зниження δ .

Характер зміни ударної в'язкості в залежності від параметрів термообробки був протилежним до відносного подовження. Після «Austempering» із нагрівом у МКІ ударна в'язкість була мінімальною ($KCV_{+20} = 6,5-12,0$ Дж/см²) (рис. 4.57а). Це було обумовлено формуванням цементиту під час бейнітного перетворення. Розташування цементитних карбідів по границях рейок бейнітної α -фази суттєво знизило ударну в'язкість сталі, і цей негативний вплив не був компенсований навіть високим вмістом фериту в структурі.

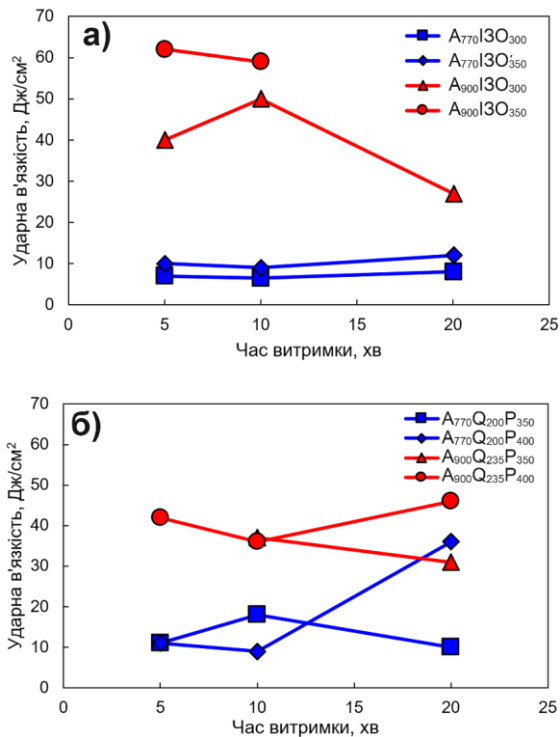


Рисунок 4.57 – Вплив параметрів термічної обробки за технологіями «Austempering» (а) та Q&P (б) на ударну в'язкість сталі 20C2Г2Б

«Austempering» із повною аустенітизацією та бейнітною витримкою впродовж 5-10 хв підвищив ударну в'язкість до 42 - 62 Дж/см² порівняно із обробкою із МКІ. При довшій витримці в'язкість сталі знизилась до 27 Дж/см² (A₉₀₀IЗO₃₀₀(20 хв)). Такий характер зміни KCV₊₂₀ пояснюється тим, що на початковій стадії витримки (5-10 хв) формувался низьковуглецевий безкарбідний (в'язкий) бейніт, а з подовженням часу витримки до 20 хв, ймовірно, із насиченого вуглецем аустеніту виділялись цементитні карбіди. У разі витримки при 350 °С ці процеси прискорились, внаслідок чого виділення карбідів розпочалось раніше, вже впродовж 10 хв витримки.

Вплив параметрів Q&P обробки на ударну в'язкість представлено на рис. 4.57б. Всі режими Q&P-обробки із T_A = 770 °С (окрім режиму A₇₇₀Q₂₀₀P₄₀₀(20 хв)) забезпечили ударну в'язкість на рівні 9-18 Дж/см², що в 1,4-1,5 рази вище за аналогічні режими «Austempering». Це може бути пов'язано із подрібненням аустенітного зерна пластинами мартенситу, утвореному на стадії «Quenching». Максимальна ударна в'язкість дослідженої сталі після МКІ/Q&P обробки (36 Дж/см²) була досягнута після режиму A₇₇₀Q₂₀₀P₄₀₀(20 хв) за рахунок збільшення кількості залишкового аустеніту внаслідок його збагачення вуглецем на стадії «Partitioning»; цьому сприяла висока температура та максимальна тривалість «Partitioning». Після Q&P-обробки з повною аустенітизацією KCV₊₂₀ становила 31- 46 Дж/см², що у 2,5-3,4 рази вище за Q&P обробку із аустенітизацією в МКІ. Максимальне значення ударної в'язкості (46 Дж/см²) після Q&P-обробки відповідало режиму A₉₀₀Q₂₃₅P₄₀₀(20 хв).

Вплив параметрів термічної обробки на показники PSE сталі 20C2Г2Б показаний на рис. 4.58. PSE варіюється в межах 13-20 ГПа·% для «Austempering» та 9,8-20,3 ГПа·% – для Q&P-обробки. У випадку «Austempering» із неповною аустенітизацією максимальні значення PSE відповідали режимам з високою температурою ізотермічної витримки (A₇₇₀IЗO₃₅₀(20 хв) та A₇₇₀IЗO₃₅₀(20 хв)). Оптимальним режимом «МКІ/Q&P» є A₇₇₀Q₂₀₀P₄₀₀(20 хв), який забезпечив PSE = 20,3 ГПа·%. Досягнення високого комплексу механічних властивостей в даних випадках обумовлено формуванням композиційної мікроструктури, що складається з бейнітних (мартенситних) рейок α-фази (армуюча функція), і в'язких прошарків фериту і аустеніту, де останній, ймовірно, перетворюється на мартенсит при деформації.

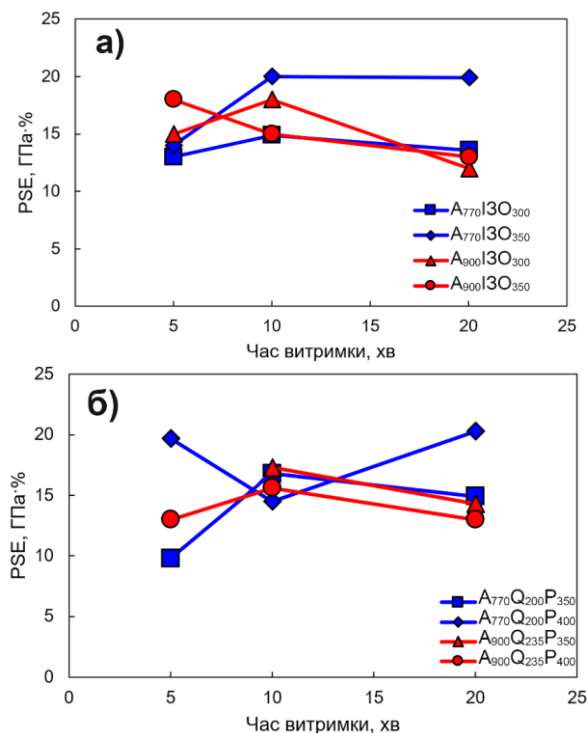


Рисунок 4.58 – Вплив параметрів термічної обробки за технологіями «Austempering» (а) та Q&P (б) на показник PSE сталі 20C2Г2Б

Досить важливою технологічною характеристикою низьковуглецевих TRIP-assisted сталей є здатність до зміцнення під час пластичної деформації, оскільки остаточний рівень механічних властивостей подібних сталей формується при штампуванні металовиробів. Здатність до зміцнення кількісно оцінювали різницею між межею міцності і межею плинності, а також співвідношенням $\sigma_{0.2}/\sigma_B$. З даних, представлених на рис. 4.53 та 4.54, випливає, що зразки, оброблені із МКІ, значно перевищували за ступенем зміцнення зразки, які було аустенітизовано в однофазній області температур. Це пояснюється присутністю в структурі перших великої кількості пластичних фаз (ферит, аустеніт), які, з одного боку, знижують межу плинності (тобто збільшують різницю між $\sigma_{0.2}$ і σ_B), а, з іншого боку, виявляють набагато вищу схильність до деформаційного зміцнення, ніж більш міцні структурні компоненти. В разі обробки «МКІ/ІЗО» із температурою витримки

300 °С зміцнення сталі під час пластичної деформації складало 317-349 МПа при відношенні $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,65-0,72$. З подовженням ізотермічної витримки відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ знижувалось, а здатність до зміцнення сталі, навпаки, дещо зростала. Підвищення температури ізотермічної витримки до 350 °С з витримкою 5-10 хв підвищило ступінь зміцнення до 404-432 МПа при відношенні $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,55-0,56$. Більш тривала витримка (20 хв) викликала суттєве зниження ступеню зміцнення сталі до 256 МПа. Ізотермічне гартування за режимом $A_{900}IO_{300}$ призвело до значного зниження здатності сталі 20С2Г2Б до зміцнення ($\Delta\sigma = 194-299$ МПа). Така тенденція була характерна й для підвищеної температури витримки (350 °С), при якій здатність сталі до деформаційного зміцнення знизилась до $\Delta\sigma=81-151$ МПа.

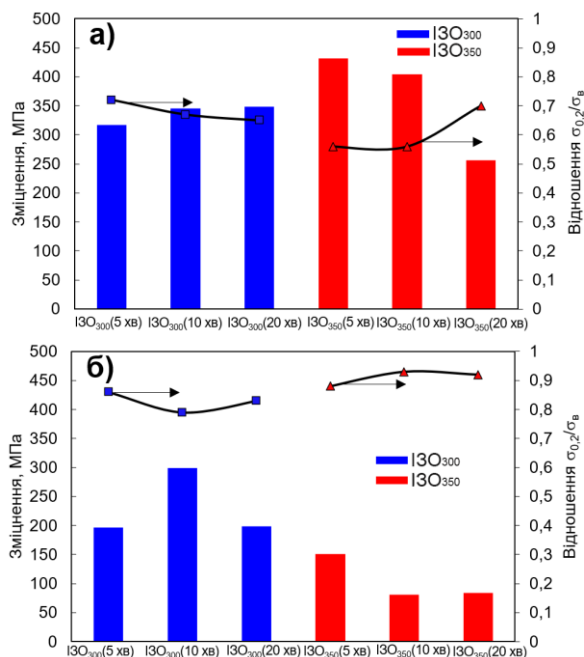


Рисунок 4.59 – Здатність сталі 20С2Г2Б до деформаційного зміцнення після «Austempering» з аустенітизацією в МКІ (а) та в однофазній області (б)

З даних, представлених на рис. 4.60, випливає, що за ступенем схильності до зміцнення Q&P-обробка із МКІ значно перевершує обробку з

повною аустенітизацією ($\Delta\sigma = 263\text{--}442$ МПа і $\Delta\sigma = 40\text{--}133$ МПа, відповідно). У випадку «МКІ/Q&P»-обробки максимальну здатність до зміцнення мали зразки із короткою витримкою на стадії «Partitioning». Це може бути пов'язано з метастабільністю залишкового аустеніту, який, з одного боку, знижує межу плинності сталі, а з іншого боку, під час деформації зазнає деформаційного мартенситного перетворення, що супроводжується суттєвим зростанням межі міцності. Зі збільшенням тривалості «Partitioning» $\Delta\sigma$ знижувалось внаслідок зменшення об'ємної частки залишкового аустеніту в міру розвитку бейнитного перетворення. На фінальних етапах витримки здатність до зміцнення сталі знову підвищувалась, оскільки, незважаючи на зменшення кількості залишкового аустеніту, зростала його стабільність до ДМП внаслідок насичення вуглецем в ході бейнітної реакції. Стабільний аустеніт витримує без мартенситного перетворення значну пластичну деформацію, яка доходить до стадії множинного ковзання дислокацій, що супроводжується максимальним деформаційним зміцненням гамма-фази [143].

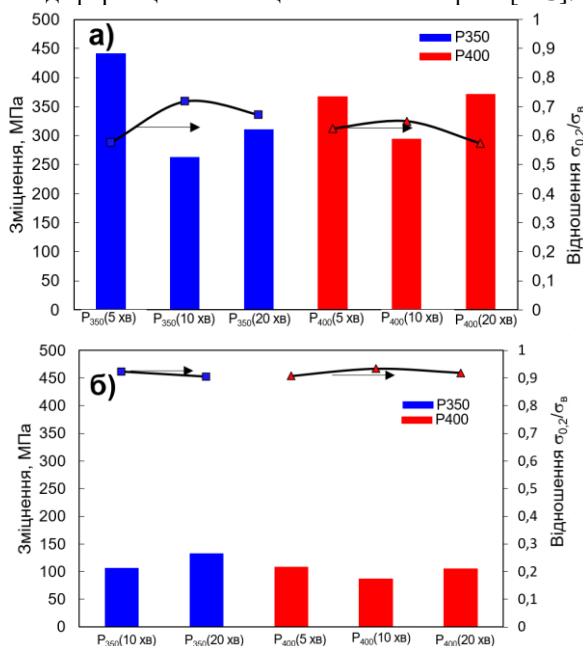


Рисунок 4.60 – Здатність сталі 20C2Г2Б до деформаційного зміцнення після Q&P з аустенітизацією в МКІ (а) та в однофазній області (б)

Кінетику деформаційного зміцнення досліджували за кривими істинної деформації та швидкості деформаційного зміцнення (рис. 4.61-4.64). Для всіх режимів «Austempering» та Q&P із витримкою у МКІ кінетика деформаційного зміцнення мала більш повільний та рівномірний характер у порівнянні із режимами з повною аустенітизацією. При низьких ступенях деформації ($\varepsilon < 0,03$) криві ШДЗ як для «МКІ/ІЗО», так і для «МКІ/Q&P», проходять через пік, після чого поступово знижуються при високих ступенях деформації. Для випадку «МКІ/ІЗО»-обробки із витримкою при 300 °С крива ШДЗ стабілізується на помірному рівні із підвищенням деформації до $\varepsilon = 0,1$, а при більшому ступені деформації вона плавно знижується.

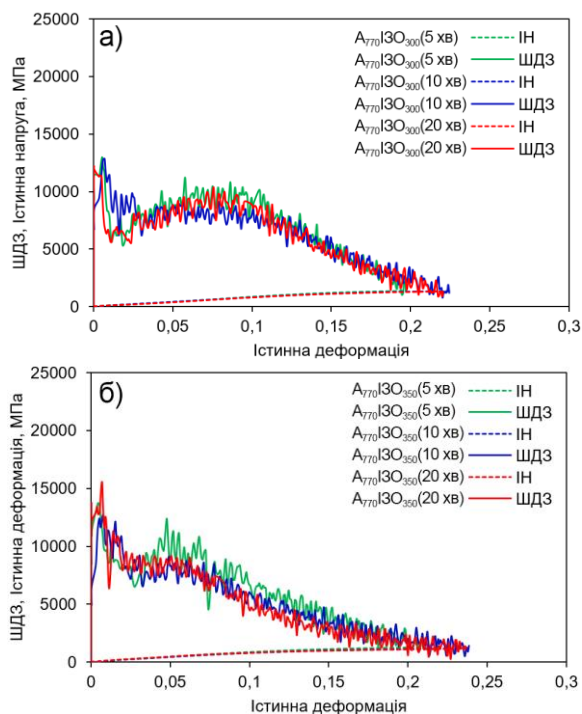


Рисунок 4.61 – Криві істинної деформації та ШДЗ зразків після «Austempering» із витримкою при 300 °С (а) та 350 °С (б) ($T_A = 770$ °С)

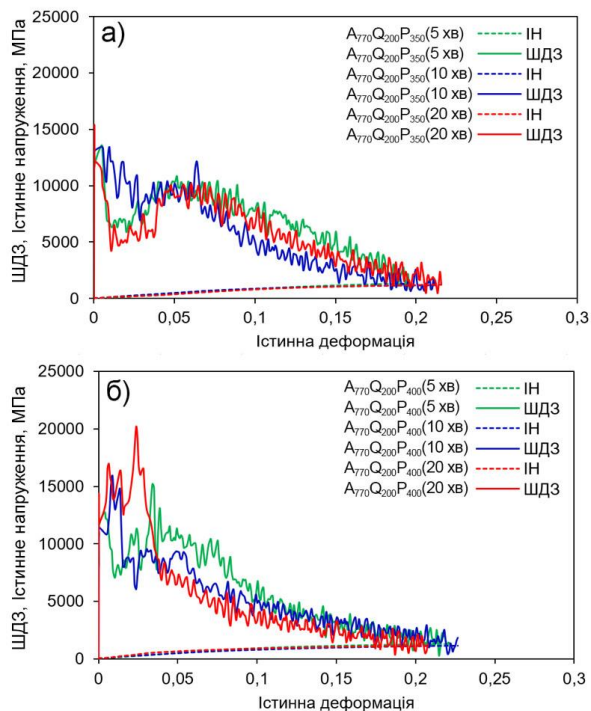


Рисунок 4.62 – Криві істинної деформації та ШДЗ Q&P-оброблених зразків із «Partitioning» при 350 °C (а) та 400 °C (б) ($T_A = 770$ °C)

Для зразків, оброблених за схемою з повною аустенітизацією, на ранній стадії деформації (до $\varepsilon = 0,02-0,03$) криві ШДЗ знижувались внаслідок легкого ковзання дислокацій. Зі збільшенням ступеня деформації кількість заблокованих площин ковзання зростала, що викликає поступове збільшення ШДЗ. Максимальна ШДЗ відповідає деформації $\varepsilon = 0,08-0,12$ (для «Austempering») та $\varepsilon = 0,10-0,12$ (для Q&P). При подальшій деформації криві ШДЗ швидко знижувались.

Представлені вище результати показують перспективність використання досліджених технологій термічної обробки для підвищення комплексу механічних властивостей низьковуглецевої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б. Обидві технології дозволяють у значній мірі варіювати властивостями термообробленої сталі за рахунок раціонального підбору її температуро-часових параметрів. Високий комплекс властивостей забезпечується формуванням гетерогенної мікроструктури, що складається

ся з мартенситу, нижнього бейніту, фериту (при обробці з МКІ) і залишкового аустеніту.

За рівнем властивостей термооброблена сталь 20C2Г2Б повністю відповідає вимогам, що висуваються до високоміцних АНСС сталей (Advanced High Strength Steel) першого покоління [144]. Схеми обробки із аустенітизацією в МКІ актуальні до застосування в автомобілебудівній галузі при виробництві деталей з підвищеними вимогами до пластичності і здатності до штампування (наприклад, лицьових елементів кузова автомобіля). Схеми із повною аустенітизацією, в свою чергу, можуть бути корисними при виробництві більш міцних компонентів автомобіля з підвищеними вимогами до ударної в'язкості (наприклад, елементи шасі і кріплення бампера).

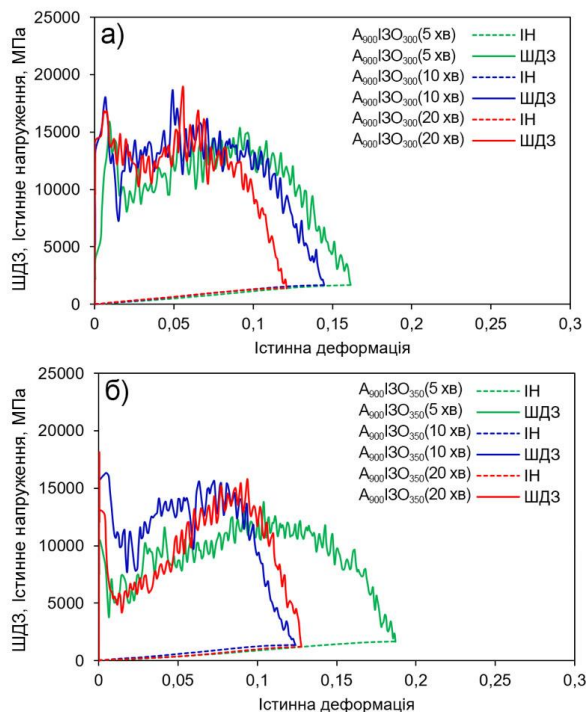


Рисунок 4.63 – Криві істинної деформації та ШДЗ зразків після «Austempering» із витримкою при 300 °C (а) та 350 °C (б) ($T_A = 900$ °C)

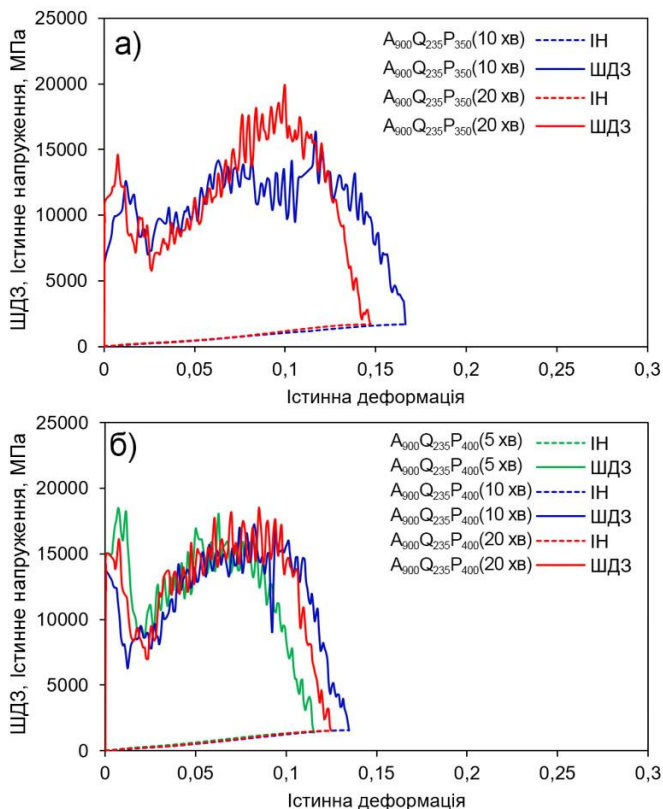


Рисунок 4.64 – Криві істинної деформації та ШДЗ Q&P-оброблених зразків із «Partitioning» при 350 °C (а) та 400 °C (б) ($T_A = 900$ °C)

4.4 Вплив легувальних елементів на комплекс механічних властивостей та кінетику перетворення залишкового аустеніту низьковуглецевих TRIP-assisted сталей

Співставлення механічних властивостей сталей 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ після термічної обробки за однаковими режимами «Austempering» та Q&P-обробки дозволило визначити ступінь впливу сильних карбідотворюючих елементів (Cr, Mo, V) на структуру та властивості низьковуглецевої TRIP-assisted сталі. Кожна схема термооброб-

бки включала аустенітизацію при 770 °С або 900 °С впродовж 10 хв. За схемою «Austempering» нагріті зразки витримували при 300 °С або 350 °С впродовж 20 хв. з подальшим охолодженням на повітрі. За схемою Q&P зразки були охолоджені до 235 °С ($T_A = 900$ °С) або 200 °С ($T_A = 770$ °С) з подальшим «Partitioning» при 350 °С або 450 °С впродовж 20 хв і фінальним охолодженням на повітрі (рис. 4.65).

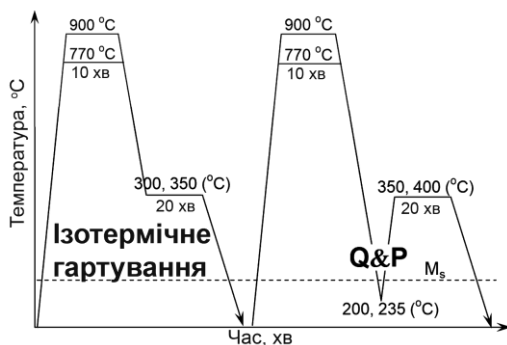


Рисунок 4.65 – Схема термічної обробки сталей

Мікроструктура термічно оброблених сталей зображена на рис. 4.66-4.67. Після «Austempering» при 350 °С після аустенітизації при 770 °С утворилась мікроструктура, що складається з полігональних зерен доєвтектоїдного фериту та бейнітних ділянок по границях зерен (рис. 4.66, а, б). Після «Austempering» від 900 °С структура змінилась на бейнітну в сталі 20С2Г2Б (рис. 4.66, в) та бейнітну з невеликою кількістю фериту – в сталі 20С2Г2ХФМБ (рис. 4.66, г). Схожий характер мікроструктури спостерігався і в зразках, які було піддано Q&P-обробці (із відповідною температурою аустенітизації) (рис. 4.67).

Зразки, термооброблені за різним технологіям, мали схожу рейкову морфологію ділянок, які не відносились до доєвтектоїдного фериту. Дослідження на скануючому електронному мікроскопі показали, що після «Austempering» структура таких ділянок являла собою нижній бейніт у вигляді пакетів паралельних пластин α -фази та невеликої кількості аустенітно-мартенситних конгломератів (рис. 4.68,а). У Q&P-оброблених зразках в цих ділянках було зафіксовано рейковий мартенсит та пластики нижнього бейніту (рис. 4.68, б).

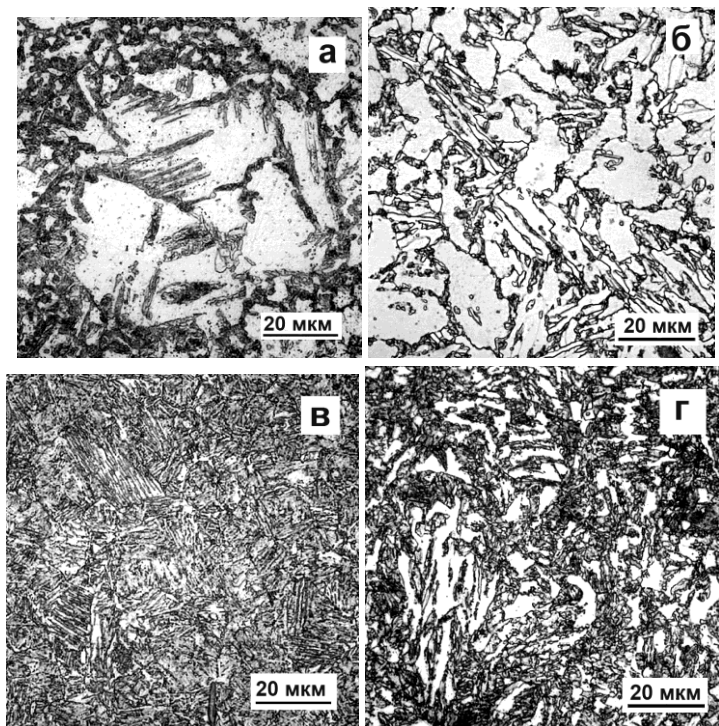
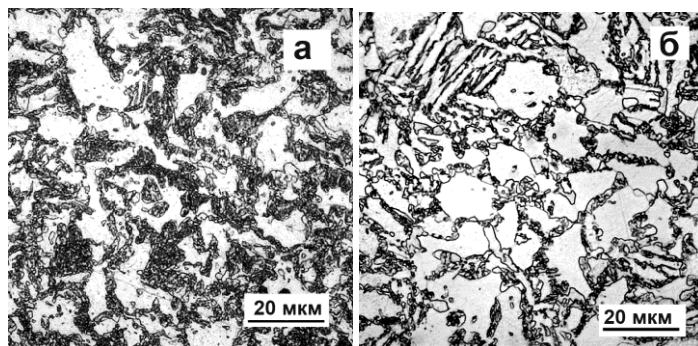


Рисунок 4.66 –Мікроструктура сталей 20С2Г2Б (а, в) і 20С2Г2ХФМБ (б, г,) після «Austempering» за режимами $A_{770}I3O_{350}$ (а, б) та $A_{900}I3O_{350}$ (в, г) (оптичний мікроскоп)



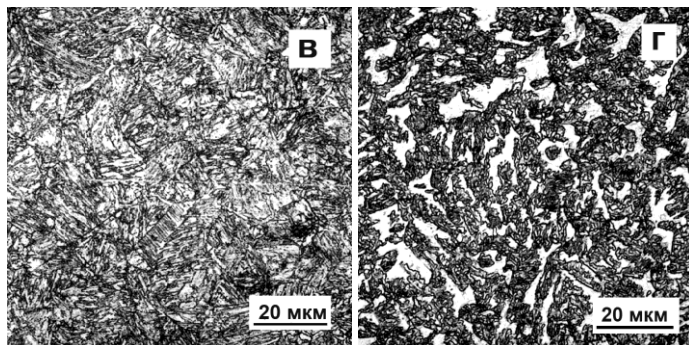


Рисунок 4.67 – Мікроструктура сталей 20C2Г2Б (а, в) і 20C2Г2ХФМБ (б, г) після Q&P обробки за режимами $A_{770}Q_{200}P_{350}$ (а, б) і $A_{900}Q_{235}P_{350}$ (в, г) (оптичний мікроскоп)

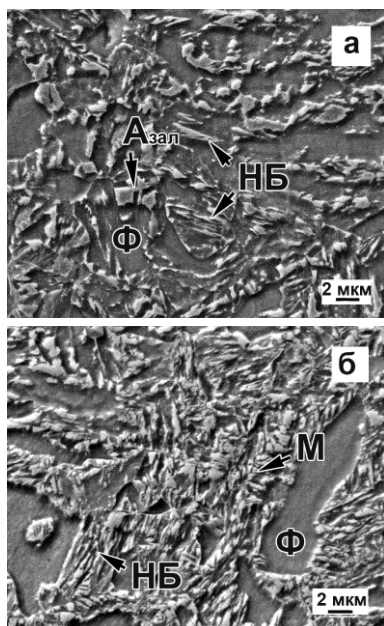


Рисунок 4.68 – Мікроструктура сталі 20C2Г2ХФМБ після «Austempering» за режимом $A_{900}I30_{350}$ (а) та Q&P обробки за режимом $A_{900}Q_{235}P_{350}$ (б) (Ф, НБ, М, $A_{зал}$ – ферит, нижній бейніт, мартенсит, залишковий аустеніт, відповідно) (електронна мікроскопія)

На рис. 4.69 представлено дифрактограми досліджених сталей. Їх відмінною рисою є інтенсивні піки α -Fe та слабкі рефлекси (200) та (220), що належать до γ -Fe. Останнє вказує на невелику кількість залишкового аустеніту в структурі зразків (в табл. 4.1 представлена його об'ємна частка). Для сталі 20C2Г2Б кількість аустеніту було розраховано для зразків, оброблених за режимами $A_{900}I3O_{350}(20 \text{ хв})$ та $A_{900}Q_{235}P_{350}(20 \text{ хв})$, де вона варіювалась в межах 6,0-6,3 %. Для інших режимів розрахунків не проводили через дуже низьку інтенсивність піків гама-фази.

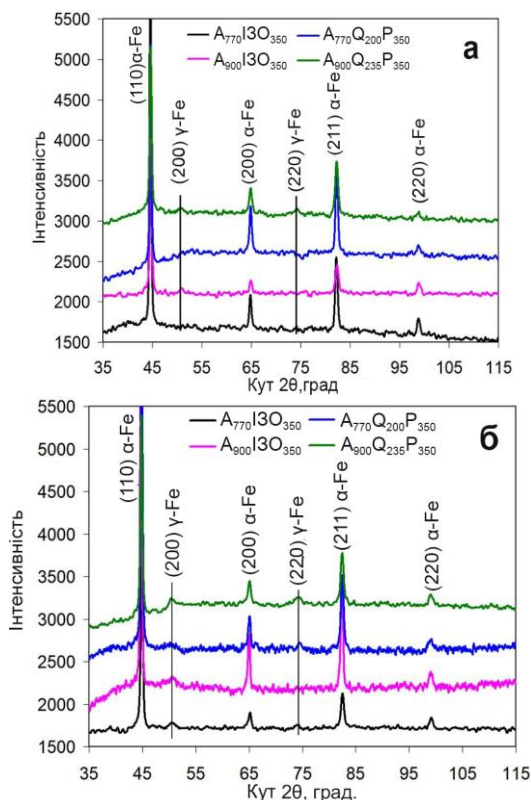


Рисунок 4.69 – Дифрактограми сталей 20C2Г2Б (а) та 20C2Г2ХФМБ (б) після «Austempering» та Q&P обробки

Таблиця 4.1

**Об'ємна частка залишкового аустеніту та вміст вуглецю в ньому в
сталях**

Режим термічної обробки	Сталь 20С2Г2Б		Сталь 20С2Г2ХФМБ	
	Об'ємна частка $A_{\text{зал}}$, %	Вміст вуглецю в $A_{\text{зал}}$, %	Об'ємна частка $A_{\text{зал}}$, %	Вміст вуглецю в $A_{\text{зал}}$, %
«Austempering» ($A_{770}I_{30}O_{350}$)	—	—	4,4	0,80
«Austempering» ($A_{900}I_{30}O_{350}$)	6,0	0,57	5,5	0,78
Q&P ($A_{770}Q_{200}P_{350}$)	—	—	8,0	0,85
Q&P ($A_{900}Q_{235}P_{350}$)	6,3	0,69	8,7	0,93

Для сталі 20С2Г2ХФМБ об'ємна частка $A_{\text{зал}}$ була розрахована для усіх режимів обробки. Вона варіювалося в межах 4,4-5,5 % для «Austempering» та 8,1-8,7 % – для Q&P обробки. Вміст вуглецю в залишковому аустеніті знаходився в межах 0,78-0,93 %, що в 3,5-5 разів перевищує загальний вміст вуглецю в сталі. Залишковий аустеніт в сталі 20С2Г2Б мав менший вміст вуглецю (0,57-0,69 %).

Криві деформації зразків при випробуваннях на розтягнення представлені на рис. 4.70. Як видно, в усіх випадках зразки деформувались із утворенням шийки. Зразки, аустенізовані при 900 °С, демонстрували більш виражене зниження навантаження при утворенні шийки, що приводило до отримання більшого відносного звуження порівняно з аустенізацією при 770 °С.

Механічні властивості зразків після «Austempering» наведено для обох сталей на рис. 4.71. Після аустенізації при 770 °С та витримки при 350 °С сталь 20С2Г2Б мала $\sigma_{0,2} = 611$ МПа, $\sigma_b = 867$ МПа. Зниження температури витримки до 300 °С підвищило показники міцності до 660 МПа та 1009 МПа відповідно. Сталь 20С2Г2ХФМБ продемонструвала дещо нижчі характеристики міцності: $\sigma_{0,2} = 482$ МПа та $\sigma_b = 821$ МПа після витримки при 350 °С та $\sigma_{0,2} = 565$ МПа і $\sigma_b = 920$ МПа – після витримки 300 °С. Таким чином, сталь 20С2Г2Б показала вищі показники міцності для обох температур ізотермічної витримки. При 300 °С сталь 20С2Г2ХФМБ продемонструвало 1,5-кратну перевагу у відносному подовженні: 23 % проти 14 % для сталі 20С2Г2Б. При 350 °С обидві сталі мали схоже значення подовження (22-23 %). Відповідно, максимальні значення параметру PSE становили: для сталі 20С2Г2ХФМБ – 21 ГПа·% (при 300 °С); для сталі 20С2Г2Б – 20 ГПа·% (при 350 °С). Найбільш іс-

тотна відмінність у властивостях сталей відноситься до ударної в'язкості при кімнатній температурі, значення якої становили 104-202 Дж/см² для сталі 20С2Г2ХФМБ та 14-21 Дж/см² для сталі 20С2Г2Б. Таким чином, після «Austempering» із 770 °С сталь 20С2Г2Б мала певну перевагу за показниками міцності, але значно поступалася за ударною в'язкістю.

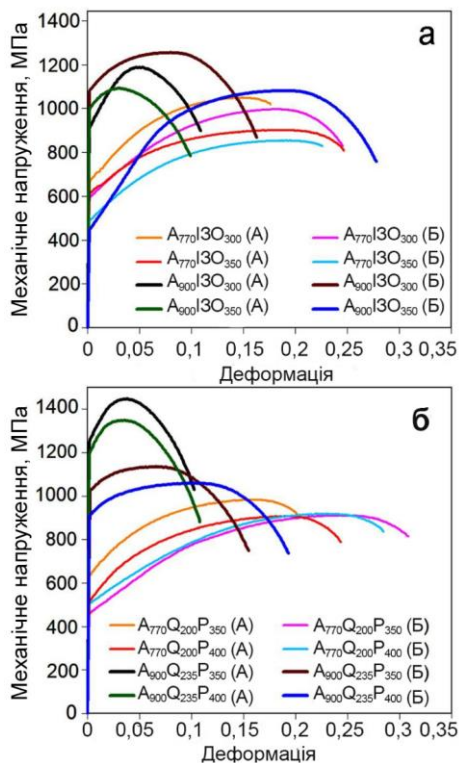


Рисунок 4.70 – Криві розтягнення сталей 20С2Г2Б та 20С2Г2ХФМБ після «Austempering» (а) та Q&P обробки (б)

Термообробка «Austempering» із аустенітизацією при 900 °С підвищила показники міцності в обох сталях (рис. 4.71, б), відношення σ_T/σ_B також зросло у порівнянні з $T_A = 770$ °С.

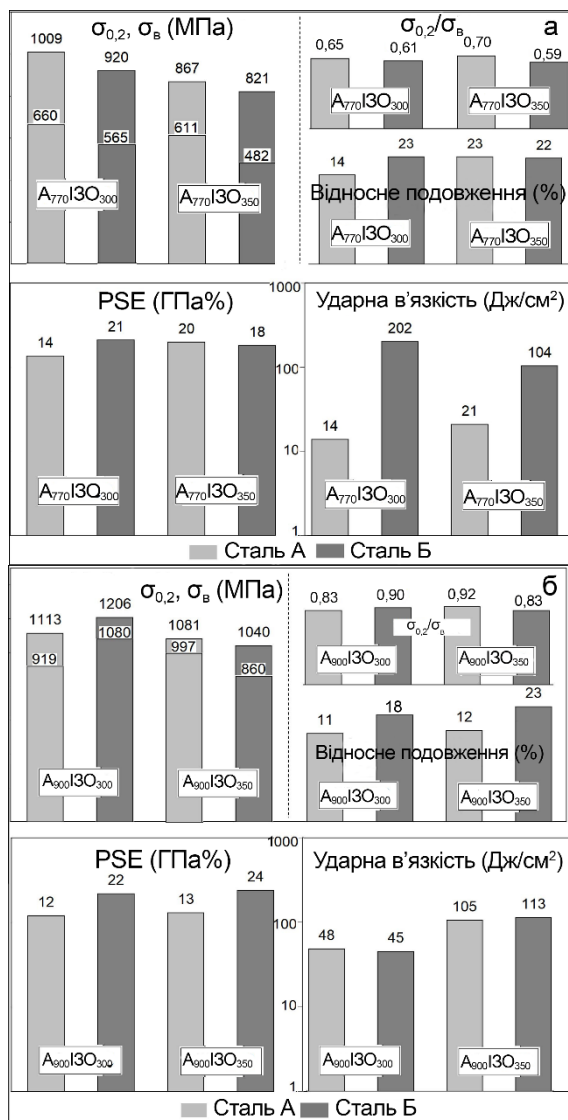


Рисунок 4.71 – Механічні властивості досліджуваних сталей «Austempering». Аустенітизація при 770 °C (а) та 900 °C (б) (А – сталь 20С2Г2Б, Б – 20С2Г2ХФМБ)

Сталі показали приблизно однаковий рівень міцності з деякою перевагою сталі 20C2Г2ХФМБ після витримки при 300 °С та сталі 20C2Г2Б – при 350 °С. При цьому сталь 20C2Г2ХФМБ мала 1,5-2-кратну перевагу в пластичності за будь якої температури ізотермічної витримки: незважаючи на підвищення міцності, значення δ для сталі 20C2Г2ХФМБ зросло до 18 % при 300 °С та до 24 % – при 350 °С. Ударна в'язкість була приблизно на однакому рівні. Завдяки більш високій пластичності значення *PSE* сталі 20C2Г2ХФМБ склало 22-24 ГПа%, що є майже вдвічі вищим, ніж для сталі 20C2Г2Б.

Механічні властивості сталей, підданих Q&P-обробці, показано на рисунку 4.72. Після аустенітизації при 770 °С обидві сталі мали приблизно однаковий рівень властивостей. Виключення становила обробка з «Partitioning» при 350 °С, за якої сталь 20C2Г2Б мала перевагу в межі плинності (на 179 МПа) та в межа міцності (на 69 МПа), але нижчі значення δ (на 8 %) та *PSE* (на 5 ГПа%). Що стосується ударної в'язкості, то, як і для операції «Austempering», після Q&P-обробки сталь 20C2Г2ХФМБ мала суттєву перевагу: у 12,5 рази при 350 °С та 3,4 рази – при 300 °С. Q&P обробка з аустенітизацією при 900 °С значно підвищила міцність з відповідним зниженням пластичності та ударної в'язкості. У цьому випадку сталь 20C2Г2Б була міцнішою на 250 - 300 МПа, але менш пластичною (на 4-11 %) ніж 20C2Г2ХФМБ. Остання показала підвищену ударну в'язкість, однак, ця перевага була меншою, ніж у випадку із аустенітизацією при 770 °С. Найвище значення *PSE* (22 ГПа·%) мала сталь 20C2Г2ХФМБ після обробки за режимом $A_{900}Q_{235}P_{350}$.

Вплив додаткового легування хромом, молібденом та ванадієм на механічні властивості TRIP-assisted сталі можна визначити з аналізу результатів, представлених на рис. 4.73 у вигляді кореляцій «Межа міцності-відносне подовження» та «Межа міцності-ударна в'язкість». Як впливає з рис. 4.72 а, б, більш легована сталь 20C2Г2ХФМБ показала краще поєднання міцності та пластичності після термообробки за обома схемами. Сталь 20C2Г2ХФМБ (синя крива) мала більш високе подовження при однаковому опорі міцності; це відноситься до діапазону $\sigma_b \geq 900$ МПа при «Austempering» та до $\sigma_b \leq 1000$ МПа – при Q&P-обробці (рис. 4.73, а).

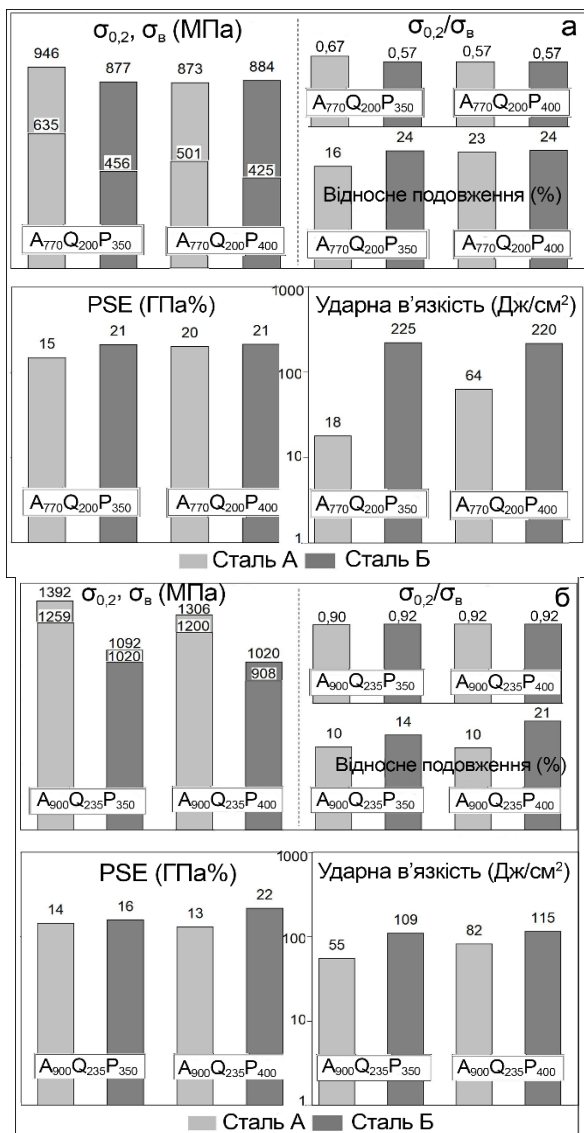


Рисунок 4.72 – Механічні властивості сталей після Q&P-обробки. Температура аустенізації 770 °C (а) та 900 °C (б) (А – сталь 20С2Г2Б, Б – сталь 20С2Г2ХФМБ)

Крім того, сталь 20C2Г2ХФМБ продемонструвала вищу ударну в'язкість за однакової міцності (рис. 4.73,в,г): при «Austempering» – в інтервалі $\sigma_b \sim 800-1000$ МПа, при Q&P-обробці – в інтервалі $\sigma_b \sim 850 - 1100$ МПа. Слід відмітити, що сталь 20C2Г2ХФМБ мала більш високі значення $KCV_{20^\circ C}$ після термообробки при $T_A = 770^\circ C$, в той час як сталь 20C2Г2Б показала кращі значення $KCV_{20^\circ C}$ після аустенітизації при $900^\circ C$. Нарешті, сталь 20C2Г2ХФМБ мала значну (в 1,5-2 рази) перевагу у значенні PSE при однаковому рівні міцності в діапазоні $\sigma_b \sim 900-1200$ МПа (4.73, д), що означає підвищену здатність більш легованої сталі до роботи в важких умовах експлуатації.

Поліпшення комплексу механічних властивостей сталі 20C2Г2ХФМБ пов'язано із більш високим рівнем легування, що дозволяє формувати багатофазну гетерогенну мікроструктуру з підвищеною кількістю залишкового аустеніту. Підвищений на 0,29 % вміст кремнію забезпечує більш повне пригнічення виділення цементиту на стадії ізотермічної витримки, сприяючи, тим самим, зростанню вмісту вуглецю в аустеніті. У відповідності до рівняння Sverdlin-Ness [145], збільшення концентрації вуглецю на 0,1 % приводить до зниження M_s на 32 К, що відповідає збільшенню об'ємної частки $A_{\text{зал}}$ на 4,6 %. Останньому сприяє також введення хрому та молібдену, які згідно із рівнянням Sverdlin-Ness знижують температуру M_s на $30^\circ C$ та $20^\circ C$ на кожний процент елементу, відповідно. З урахуванням концентрації Cr і Mo в сталі 20C2Г2ХФМБ, додаткове зниження M_s становить 20,5 К. Відповідне збільшення кількості $A_{\text{зал}}$ (у разі Q&P-обробки) може бути розраховано за рівнянням Koistinen-Marburger (3.9). Приймаючи $a_m = 0,008$ [146] та $T_Q = 20^\circ C$, зростання частки залишкового аустеніту за рахунок зниження M_s на $20,5^\circ C$ становить 2,8 %. Крім того, легування хромом та молібденом збільшує міцність гамма-фази через механізм твердорозчинного зміцнення [147], що стабілізує аустеніт до фазового перетворення за зсувним механізмом.

Підвищений вміст залишкового аустеніту в сталі 20C2Г2ХФМБ, зафіксований для різних схем термообробки (табл. 4.1), сприятливо позначився на пластичності та ударній в'язкості сталі. Цей вплив на ударну в'язкість був найбільш очевидним для обробки з аустенізацією при $770^\circ C$: у цьому випадку сталь 20C2Г2ХФМБ мала значну перевагу перед сталлю 20C2Г2Б (у 4-8 разів при «Austempering» і в 5-7 разів – при Q&P-обробці). Слід відзначити, що при $T_A = 770^\circ C$ сталь 20C2Г2Б мала невисокі значення $KCV_{20^\circ C}$, незважаючи на наявність у структурі підвищеної кількості пластичної фази у вигляді фериту.

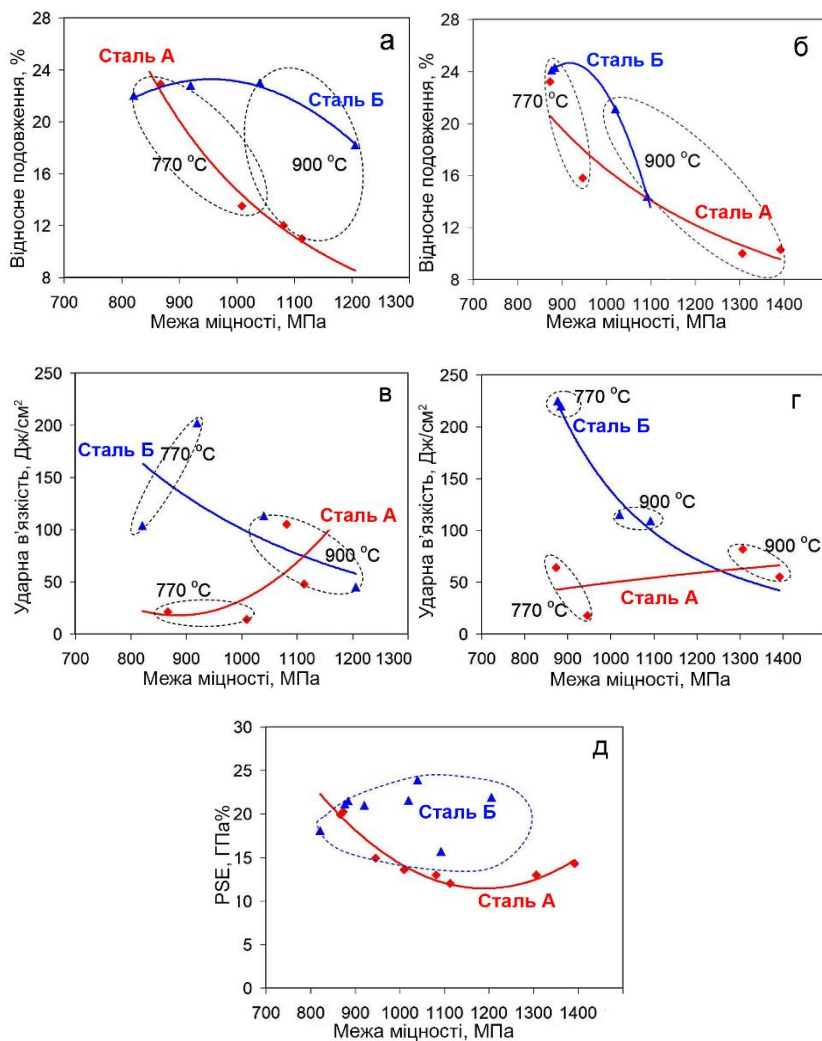


Рисунок 4.73 – Кореляційні залежності «межа міцності – відносне подовження» (а, б), «межа міцності – ударна в'язкість» (в, г), «межа міцності - PSE» (д) («Austempering» – а, в, д; Q&P-обробка – б, г, д; А – сталь 20C2Г2Б, Б – 20C2Г2ХФМБ)

Як випливає з таблиці 4.1, Q&P-обробка забезпечила дещо вищу кількість залишкового аустеніту в порівнянні із «Austempering». Можливою причиною цього є механічна стабілізація аустеніту мартенситом, який утворився на стадії «Quenching», до початку перерозподілу вуглецю на стадії «Partitioning». Ділянки мартенситу перешкоджали розширенню металу при ГЦК→ОЦК перетворенні (яке супроводжується збільшенням питомого об'єму сталі), що гальмувало утворення α -фази при бейнітному перетворенні [148].

Відмінність у рівні ударної в'язкості сталей також може бути пояснена стійкістю залишкового аустеніту до деформаційного мартенситного перетворення. Метастабільність $A_{\text{зал}}$ має вирішальне значення для пластичності й ударної в'язкості багатофазної сталі, структура якої містить фазові складові різної міцності та пластичності [149]. Ударна в'язкість є особливо чутливою до властивостей фазово-структурних складових структури та кількості $A_{\text{зал}}$, який гальмує розвиток крихкого руйнування сталі. Схильність $A_{\text{зал}}$ до ДМП контролюється температурою M_d , яка залежить, головним чином, від вмісту вуглецю в аустеніті [25]: підвищення вмісту вуглецю знижує температуру M_d [150], тобто стабілізує аустеніт до деформаційного мартенситного перетворення. Більш стабільний аустеніт має уповільнену кінетику ДМП, що запобігає передчасному окрихченню, викликаному швидким перетворенням значної кількості мартенситу [150]. Оскільки сталі 20C2Г2Б і 20C2Г2ХФМБ відрізняються вмістом вуглецю в $A_{\text{зал}}$, вони мають різну кінетику ДМП, що впливає на їх механічні властивості.

Метастабільність $A_{\text{зал}}$ при випробуваннях на розтяг аналізували за профілем кривих швидкості деформаційного зміцнення (див. розділи 4.2 і 4.3). Криві ШДЗ для обох сталей показані на рис. 4.74. Вони мають різні ділянки, які характеризують окремі процеси фазово-структурних перетворень, ініційованих деформацією. На початковій стадії деформації різке підвищення ШДЗ (перша стадія деформаційного зміцнення) змінюється падінням, пов'язаним з кумулятивними взаємодіями дислокацій та блокуванням площин їх ковзання [150]. Починаючи з $\varepsilon \approx 0,025$, стадія падіння переходить в стадію зростання (друга стадія деформаційного зміцнення), зумовлену реалізацією TRIP-ефекту [151]. Як видно, у всіх випадках крива ШДЗ для сталі 20C2Г2Б досягала більш високих максимальних значень, вказуючи на більшу швидкість деформаційного зміцнення. Різниця в максимальних значеннях ШДЗ сягали більшої величини для зразків, оброблених з аустенітизацією при 900 °С (рис. 4.74,б, г), що можна пояснити відсутністю доєвтектоїдного фериту в сталі 20C2Г2Б.

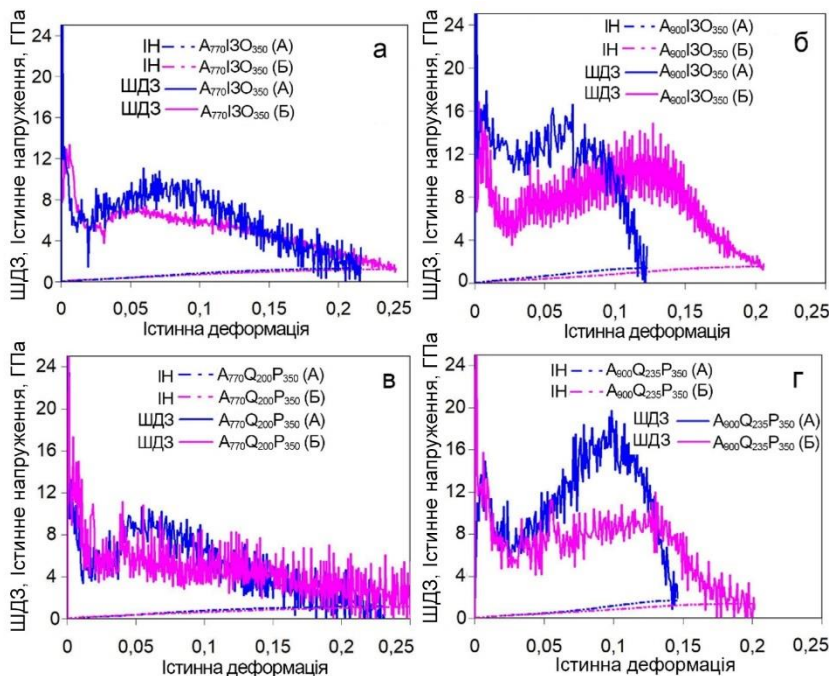


Рисунок 4.74 – Криві швидкості деформаційного зміцнення та істинної деформації для «Austempering» (а, б) та Q&P-обробки (в, г) (А – сталь 20C2Г2Б, Б – сталь 20C2Г2ХФМБ)

Оскільки залишковий аустеніт в цьому випадку був єдиною в'язкою фазою в сталі 20C2Г2Б, то пластична деформація починалась саме в ньому, тобто ДМП розвивалось за менших значеннях деформації в порівнянні із зразками, що містить доєвтектоїдний ферит.

Крім того, друга фаза зміцнення в сталі 20C2Г2ХФМБ тривала до більшого ступеня деформації, що відповідає більш повільній кінетиці ДМП. Це сприяло відкладенню в часі досягнення стану пластичної нестійкості, за якого в зразку починається формування шийки. Згідно з [152], критерієм пластичної нестабільності є досягнення умови $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$, що відповідає перетину кривих ШДЗ та істинної деформації. Як видно із рис. 4.74, за будь-якого режиму термообробки сталь 20C2Г2ХФМБ виявляла пластичну нестабільність при більш високих ступенях деформації, що сприяло збільшенню рівномірного подовження. В сталі 20C2Г2Б залишковий аустеніт перетворювався більш інтен-

сивно, прискорюючи досягнення стану пластичної нестабільності. Причинами різної кінетики ДМП в сталях є більш високе збагачення вуглецем залишкового аустеніту в сталі 20C2Г2ХФМБ (через більш високий вміст Si), а також зміцнення γ -твердого розчину за рахунок присутності в твердому розчині хрому, молібдену та (у підвищеній кількості) кремнію [153].

Іншою можливою причиною підвищення комплексу властивостей сталі 20C2Г2ХФМБ може бути додавання 0,11 % ванадію. Ванадій є сильним нітридоутворюючим елементом [154], який зв'язує азот в нітриди, зменшуючи його вміст в кристалічній ґратці. Це відповідно збільшує рухливість дислокацій біля вершини тріщини, що перешкоджає її легкому розвитку [155].

4.5 Вплив термомеханічної обробки на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ

Як було вказано в розділі 1, стандартна технологія виробництва низьколегованих TRIP-assisted сталей передбачає двостадійну термічну обробку («Austempering»), що включає аустенітизацію в МКІ та подальшу ізотермічну витримку в бейнітному інтервалі температур. Ця технологія дозволяє досягати досить високого комплексу механічних властивостей в низьколегованих TRIP-assisted сталях з низьким вмістом вуглецю за рахунок створення багатофазної ферито-бейнітної структури з підвищеним вмістом залишкового аустеніту. Рівень властивостей TRIP-assisted сталей можна оптимізувати відносно конкретних умов експлуатації варіюванням мікроструктури шляхом зміни температурних параметрів обробки. Альтернативним шляхом є термомеханічна обробка (ТМО), яка полягає у поєднанні процесів пластичної деформації та термічної обробки. Класична ТМО може передбачати деформацію в трьох температурних інтервалах: 1) в аустенітній області при температурі вище рекристалізації аустеніту; 2) в аустенітній області при температурі нижчої за температуру рекристалізації; і 3) у двофазній ($\alpha + \gamma$) області [156]. В ході пластичної деформації відбувається подрібнення аустенітних зерен повторною деформацією та рекристалізацією, формуються та накопичуються дефекти ґратки, відбувається формування субзеренної структури. Ці процеси регулюються параметрами режиму ТМО та істотно впливають на кінетику перетворення переохолодженого аустеніту [157], [158], фазово-структурний стан [159]-[162], і, що особливо важливо у випадку TRIP-assisted сталей, на морфологію, об'ємну частку та стабільність залишкового аустеніту [163], [164].

На даний момент опубліковано низку статей, які присвячено дослідженню впливу параметрів ТМО (головним чином, температури та ступеня деформації), на структуру та властивості низьколегованих TRIP-assisted сталей [2]-[5]. При цьому більшість робіт зосереджено на сталях систем легування C-Si-Mn та C-Si-Mn-Nb, в той час як вплив ТМО на структуру та властивості TRIP-сталей більш складних систем легування залишається недостатньо дослідженим. Застосування ТМО до комплекснолегованої сталі 20C2Г2ХФМБ може потенційно підвищити комплекс механічних властивостей (в першу чергу – міцності) за рахунок збільшення дефектності та утворення розвинутої субзеренної кристалічної будови фазово-структурних складових сталі.

Зразки сталі 20C2Г2ХФМБ піддавали термомеханічній обробці за схемою, зображеною на рисунку 4.75 (більш докладно режими обробки представлені в таблиці 4.2).

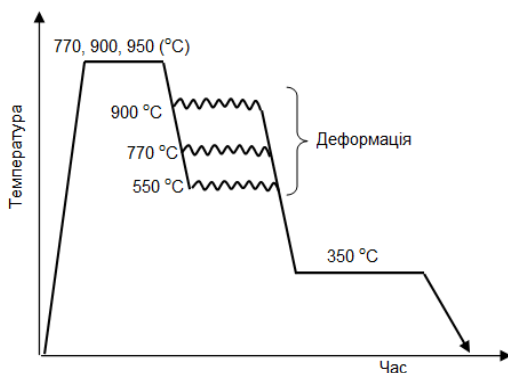


Рисунок 4.75 – Графік термомеханічної обробки сталі 20C2Г2ХФМБ

Ауспенізацію зразків, в залежності від режиму обробки проводили при температурах 770 °C, 900 °C та 950 °C з витримкою 10 хв (рис. 4.76,а). Після нагріву зразки охолоджували обдувом повітря до температури деформації (t_d), за якої їх піддавали деформації на швидкісному гідравлічному пресі (рис. 4.76,б) зі ступенем обтискання 25 %. В залежності від режиму ТМО деформацію проводили в різних інтервалах температур: 1) в однофазному ауспенітному (950 °C); 2) в міжкритичному (770 °C, 900 °C) із різним співвідношенням ауспеніт/ферит; 3) нижче за поріг рекристалізації сталі (550 °C). Після деформації зразки впродовж 2-4 с переносили у ванну з розплавом ПОС-61 (рис. 4.76,в) і витримували.

ли при 350 °С впродовж 20 хв. Обробка закінчувалась охолодженням зразків на спокійному повітрі до кімнатної температури. Для порівняння виконували ізотермічну обробку зразків за аналогічними температурними режимами, але без пластичної деформації (режими А₇₇₀ІЗО₃₅₀(20хв), А₉₀₀ІЗО₃₅₀(20хв) та А₉₅₀ІЗО₃₅₀(20хв), табл. 4.2). Режими з ТМО позначали за схемою А...Д...ІЗО..., де Д – температура деформації.

Таблиця 4.2

Режими термічної та термомеханічної обробки сталі 20С2Г2ХФМБ

№	Режими термічної (ТО) та термомеханічної (ТМО) обробок	Температура аустенітизації, °С	Температура деформації (Тд), °С	Температура ізотермічної витримки, °С
1	А ₇₇₀ ІЗО ₃₅₀ (ТО)	770	—	350
2	А ₇₇₀ Д ₇₇₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		770	
3	А ₇₇₀ Д ₅₅₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		550	
4	А ₉₀₀ ІЗО ₃₅₀ (ТО)	900	—	
5	А ₉₀₀ Д ₉₀₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		900	
6	А ₉₀₀ Д ₇₇₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		770	
7	А ₉₀₀ Д ₅₅₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		550	
8	А ₉₅₀ ІЗО ₃₅₀ (ТО)	950	—	
9	А ₉₅₀ Д ₉₀₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		900	
10	А ₉₅₀ Д ₇₇₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		770	
11	А ₉₅₀ Д ₅₅₀ ІЗО ₃₅₀ (ТМО)		550	



а)



б)

Рисунок 4.76 – Устаткування для проведення ТМО: а – піч для аустенізації (1), б – гідравлічний прес (2) та ванна ПОС-61 (3)

На рис. 4.77 наведено вигляд кривих розтягнення оброблених зразків, які мають класичний вид, характерний для помірно пластичних матеріалів. Крива розтягнення зразка, обробленого за режимом $A_{770}I3O_{350}$ починається прямолінійною ділянкою пружної деформації, яка переходить в ділянку рівномірної пластичної деформації із помірним деформаційним зміцненням. Починаючи з точки максимального напруження, що відповідає межі міцності сталі, крива розтягнення переходить в ділянку зосередженої деформації, пов'язану із формуванням шийки. Як видно із рисунку 4.77,а, ТМО із аустенізацією при $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ значною мірою змінила вид кривих розтягнення у порівнянні із ізотермічно гартованим зразком без попередньої деформації.

Ці зміни пов'язані зі зменшенням протяжності ділянки (2) (що свідчить про зниження пластичності сталі) а також зі збільшенням максимального напруження, яке витримував зразок перед руйнуванням. Кут нахилу ділянки (2) до осі абсцис зріс, що вказує на інтенсифікацію деформаційного зміцнення сталі. Такий вплив ТМО на вид кривих може бути пояснений наклепом доєвтектоїдного фериту, що привело до зростання міцності із відповідним зниженням пластичності. На користь цього ствердження свідчить і відсутність значного зміцнення сталі після ТМО з температурою аустенізації $900\text{--}950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.77,б,в), оскільки при даних режимах структура сталі перед деформацією майже не містила доєвтектоїдного фериту, наклеп якого мав би вплинути на міцність і пластичність сталі.

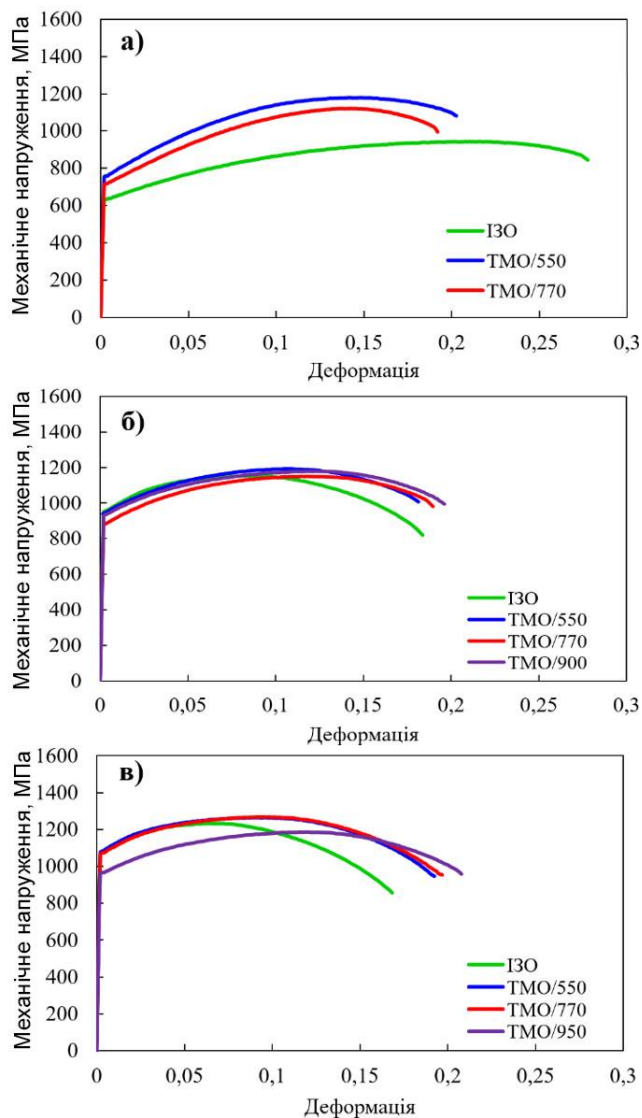


Рисунок 4.77 – Криві розтягнення сталі 20C2Г2ХФМБ після термомеханічної (термічної) обробки із аустенізацією при 770 °C (а), 900 °C (а) та 950 °C (в)

ТМО із $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ не знизила протяжність ділянки (2) вздовж осі деформації, а ТМО із $T_A = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ навіть дещо збільшила її. При цьому на кривих зразків без деформації зниження напруження на ділянці (3) є більш вираженим у порівнянні із ТМО-зразками, що вказує на збільшення поперечного звуження (більш активне формування шийки). Це може бути пояснено стабілізацією переохолодженого аустеніту наведенням напруг під час ТМО, що викликає його збереження після охолодження та реалізацію TRIP-ефекту при розтягненні (відомо, що TRIP-ефект сприяє збільшенню рівномірного подовження і ускладнює утворення шийки).

Кінетика деформаційного зміцнення досліджених зразків ілюструється кривими зміни швидкості деформаційного зміцнення в залежності від ступеню деформації. Із порівняння кривих на рис. 4.78,а (які відносяться до аустенітизації при $770\text{ }^{\circ}\text{C}$), випливає, що ТМО-зразки демонструють значно більше деформаційне зміцнення (на $\sim 150\text{ МПа}$), яке триває до більшої деформації ($\varepsilon \approx 0,10$), однак вони досягають стану пластичної нестабільності раніше ніж у недеформованому зразку. При цьому температура деформації не впливає кінетику зміцнення ТМО-оброблених зразків.

Аналіз кривих ШДЗ зразків, аустенітизованих при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, показав, що поступове підвищення температури аустенітизації викликає інтенсифікацію процесів деформаційного зміцнення, що призводить до зростання пікових значень ШДЗ. При цьому варто зазначити, що за ТМО криві ШДЗ знижувались менш інтенсивно на пізніх стадіях деформації у порівнянні із недеформованими зразками В зразках, аустенітизованих при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.78,б), деформація при $900\text{--}770\text{ }^{\circ}\text{C}$ активізувала кінетику деформаційного зміцнення, яке досягало свого максимуму при менших значеннях деформації із відповідним прискоренням стану пластичної нестабільності. У випадку деформації при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ деформаційне зміцнення мало максимально розтягнуту кінетику із досягненням стану нестабільності за більшої деформації, ніж в недеформованому зразку.

У випадку аустенітизації при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.78,в) усі криві, включно із недеформованим зразком, мали приблизно однаковий профіль на ділянці зростання ШДЗ, однак зразки, деформовані при $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ і (більшою мірою) $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, відзначились більш розтягнутою зоною зниження із досягненням стану нестабільності за вищих значень деформації. Таким чином, при нагріванні у двофазному інтервалі температур ТМО пришвидшувала формування шийки, а при аустенітизації в однофазній області ТМО відтермінує утворення шийки до досягнення більш високих значень деформації. Можна припустити, що така відмінність пов'язана із різницею в кількості залишкового аустеніту та його стабільністю до деформаційного мартенситного перетворення.

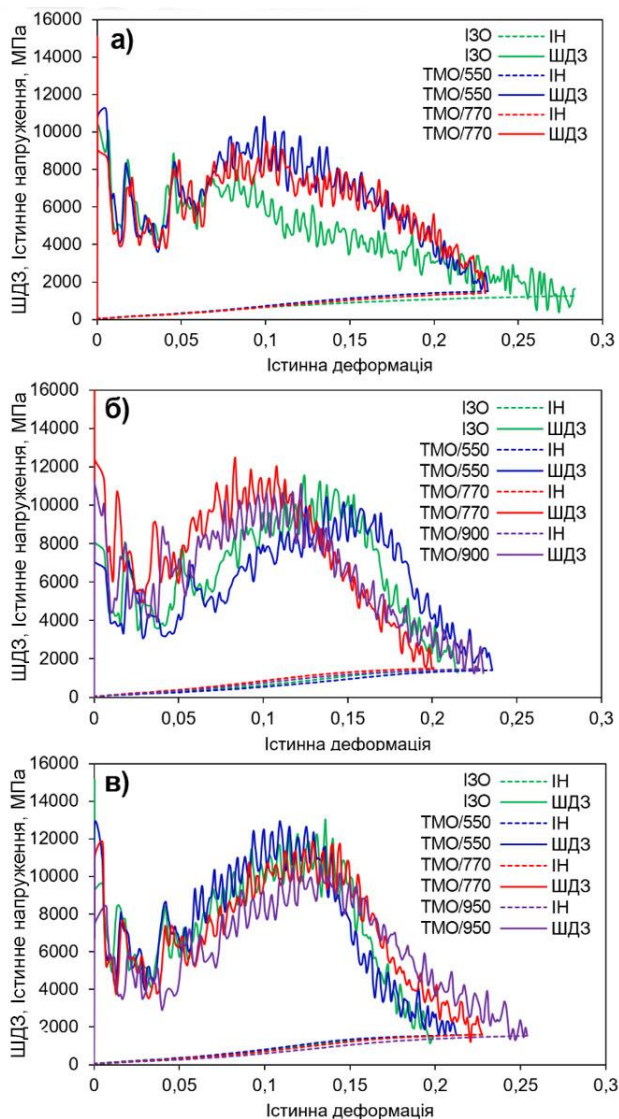


Рисунок 4.78 – Криві істинної деформації і сталі 20C2Г2ХФМБ після термомеханічної (термічної) обробки із аустенізацією при 770 °C (а), 900 °C (б) та 950 °C (в)

Механічні властивості зразків наведені в таблиці 4.3. З них випливає, що класична термічна обробка за режимом $A_{770}I_{30}O_{350}$ забезпечила у дослідженій сталі максимальну пластичність ($\delta = 24,7 \%$, $\psi = 35,3 \%$) при достатньо високих значеннях межі плинності і межі міцності, які дорівнюють 628 МПа та 933 МПа, відповідно. Це забезпечило досягнення параметру PSE на рівні 23,0 ГПа·%, що є досить високим рівнем для низьковуглецевої TRIP-assisted сталі.

Таблиця 4.3

Механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ після ТМО

№	Режим термомеханічної (термічної) обробки	Межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	δ , %	ψ , %	PSE , ГПа·%
Аустенітизація при 770 °С						
1	$A_{770}I_{30}O_{350}$	628	933	24,7	35,3	23,0
2	$A_{770}D_{770}I_{30}O_{350}$	713	1074	15,0	30,7	16,1
3	$A_{770}D_{550}I_{30}O_{350}$	759	1090	16,6	32,5	18,1
Аустенітизація при 900 °С						
4	$A_{900}I_{30}O_{350}$	948	1079	21,0	48,8	22,6
5	$A_{900}D_{900}I_{30}O_{350}$	930	1138	18,9	42,4	21,5
6	$A_{900}D_{770}I_{30}O_{350}$	879	1099	15,7	27,3	17,2
7	$A_{900}D_{550}I_{30}O_{350}$	932	1123	17,5	39,2	19,6
Аустенітизація при 950 °С						
8	$A_{950}I_{30}O_{350}$	1065	1158	19,3	55,0	22,3
9	$A_{950}D_{950}I_{30}O_{350}$	957	1151	20,0	44,0	23,0
10	$A_{950}D_{770}I_{30}O_{350}$	1063	1223	19,2	45,0	23,5
11	$A_{950}D_{550}I_{30}O_{350}$	1070	1217	19,0	48,7	23,1

ТМО за режимами $A_{770}D_{770}I_{30}O_{350}$ та $A_{770}D_{550}I_{30}O_{350}$ підвищила міцність сталі на $\approx 15 \%$ із досягненням $\sigma_{0,2}$ та σ_B в межах 713-759 МПа та 1074-1090 МПа, відповідно. При цьому рівень відносного подовження знизився до 15,0-16,6 %, внаслідок чого PSE був зафіксований на рівні 16,1-18,1 ГПа·%. «Austempering» за режимом $A_{900}I_{30}O_{350}$ очікувано підвищив показники міцності відносно $A_{770}I_{30}O_{350}$ до $\sigma_B = 1079$ МПа та $\sigma_{0,2} = 948$ МПа при відносному подовженні 21,0 %, що і забезпечило формування високоміцного стану із $PSE = 22,6$ ГПа·%. Попередня пластична деформація перед режимом $A_{900}I_{30}O_{350}$ не вплинула на $\sigma_{0,2}$ та незначно (на 2-5 %) підвищила σ_B при зниженні δ до 15,7-18,9 %. Відповідно, параметр PSE знизився відносно $A_{770}I_{30}O_{350}$ до 17,2-21,5 ГПа·%.

В цілому ТМО із аустенітизацією у МКІ ($t_A = 770-900$ °С) не забезпечила істотного поліпшення комплексу механічних властивостей сталі 20C2Г2ХФМБ, оскільки суттєве (за $T_A = 770$ °С) або незначне (за

$T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) підвищення міцності ($\sigma_{0,2}$ та σ_B зросли на $\sim 90\text{--}130\text{ МПа}$ та на $\sim 140\text{--}160\text{ МПа}$, відповідно) супроводжувалось зменшенням пластичності відносно стану після термічної обробки. Як було зазначено вище, такий вплив на механічні властивості міг бути обумовлений деформаційним зміцненням фериту під час ТМО. Оскільки охолодження після деформації при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ проводили прискорено, ферит залишився нерекристалізованим.

При зменшенні кількості фериту до 5% (за $T_A = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) його деформаційне зміцнення майже не вплинуло на межу міцності, яка підвищилась лише на $\sim 50\text{ МПа}$ ($\sigma_{0,2}$ навіть дещо знизилась). При цьому, відносне подовження зменшилось на $2\text{--}5\%$. Можна припустити, що це стало наслідком деформаційного зміцнення аустеніту, що знизило його пластичність, спричинило механічну стабілізацію при охолодженні та викликало ДМП при випробуваннях. Загалом, застосування режиму ТМО із нагрівом у МКІ доцільно у випадку обробки виробів, в яких необхідно підвищувати рівень міцності при збереженні високої здатності сталі до зміцнення під час холодної пластичної деформації.

У випадку нагріву в однофазну область ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$) усі процеси деформації при ТМО відбувались лише в аустенітній фазі. Після ТМО за режимом $A_{950}D_{950}I_{350}$ властивості сталі майже не змінились (у зв'язку з високою температурою рекристалізація аустеніту відбулась при перенесенні зразків до ванни). У випадку деформації при більш низьких температурах опір міцності зріс на $\sim 50\text{ МПа}$, а опір плинності та відносне подовження залишились практично не змінними. Зростання опору міцності свідчить про більш інтенсивне деформаційне зміцнення, а збереження при цьому пластичності вказує на те, що це зміцнення відбувалось за рахунок TRIP-ефекту (що стало можливим завдяки присутності в сталі залишкового аустеніту, механічно стабілізованого пластичною деформацією при ТМО). Після ТМО за режимами $A_{950}D_{770}I_{350}$ та $A_{950}D_{550}I_{350}$ було досягнуто високий комплекс властивостей: $\sigma_{0,2} = 1063\text{--}1070\text{ МПа}$, $\sigma_B = 1217\text{--}1223\text{ МПа}$, $\delta = 19,0\text{--}19,2\%$, $PSE = 23,1\text{--}23,5\text{ ГПа}\cdot\%$. Таким чином, у рамках цього дослідження показано, що термомеханічна обробка економнолегованої TRIP-assisted сталі $20\text{C}2\text{G}2\text{XFMb}$ за умови раціонального вибору температурочасових параметрів здатна підвищити комплекс властивостей сталі на $\approx 5\%$ у порівнянні із кращими режимами традиційної обробки сталі («Austempering»). Втім, ефективність ТМО-обробки по відношенню до економнолегованих TRIP-assisted сталей інших систем легування може бути вищою. Вирішення цього питання потребує додаткових досліджень, особливо в частині вивчення впливу ступеню деформації на процеси структуроутворення та фазового зміцнення.

5 СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ TRIP-ASSISTED СТАЛІ ПРИ ІЗОТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

Впродовж останнього століття були проведені численні дослідження абразивної зносостійкості сталей і чавунів. Важливі результати отримали І.Н. Богачов та Р.І. Мінц, Б.А. Воїнов, В.І. Дворук, В.Г. Каплун та П.В. Каплун, В.Н. Кашеев, М.В. Кіндрачук, Л.Г. Коршунов, А.В. Макаров, Л.С. Малінов, В.С. Попов і М.М. Бриков, М.М. Тененбаум, В.М. Ткачов, R.C.D. Richardson, G.W. Stachowiak, A.A. Torrance, J.H. Tylczak, К.-Н. Zum-Gar [10], [11], [165]-[170]. Основну увагу дослідників було зосереджено на зносостійкості мартенситу та аустеніту. Абразивна зносостійкість аустеніту залежить від ступеня його зміцнення при терті і здатності середовища зношування забезпечувати таке зміцнення. Явище деформаційного перетворення аустеніту в мартенсит під час механічного навантаження широко використовується для підвищення зносостійкості деталей машин в умовах абразивного зношування. Серед робіт, присвячених вивченню трибологічних властивостей сталей зі структурою метастабільного залишкового аустеніту, слід відзначити дослідження Л. С. Малінова [11], А. П. Чейляха [12], М. А. Філіппова [171] та інших. В.С. Поповим та Н.Н. Бриковим [165] проведено широкі дослідження абразивної зносостійкості залишкового аустеніту в численних застосуваннях у вогнетривкій промисловості. У роботі [172] запропоновано діапазон оптимального хімічного складу зносостійких аустенітних сплавів. Було показано [173], що стан високої абразивної зносостійкості сталі досягається за вмісту вуглецю $\geq 1,0\%$, відповідно, максимальна зносостійкість у сплавах Fe-C фіксується при 2% С. У результаті дослідження впливу легування на зносостійкість сталей зі структурою нестійкого аустеніту при абразивному зношуванні було встановлено, що рівень легування зносостійких сплавів необхідно підтримувати на мінімально можливому рівні [174]. Таким чином, вимоги до хімічного складу абразивних зносостійких сталей встановлюються наступним чином: сталь має вміщувати сумарно не більше $3\text{--}5\%$ легуючих елементів (наприклад, Mn, Cr), вміст вуглецю має забезпечувати температуру M_s на рівні 20°C .

Прикладом такого підходу є TRIP-assisted сталь, що містить $1,2\%$ С і 3% Mn. Після гартування від 1000°C (однофазна γ -область) аустеніт практично повністю зберігається в структурі, маючи високу здатність до деформаційного мартенситного перетворення при абразивному зношу-

ванні. Це забезпечує високу зносостійкість сталі після згаданої термічної обробки, набагато вищу, ніж у високовуглецевого невідпущеного мартенситу. Висока здатність аустеніту до деформаційного мартенситного перетворення є корисною при безударно-абразивному зношуванні. Але якщо деталь машини піддається не лише зношенню, а й ударам, нестабільність аустеніту може стати вадою. На початкових стадіях ударів, до утворення першої тріщини, відбувається початкова пластична деформація поверхні. Але після утворення тріщини біля її вершини виникає концентрація напружень, під впливом яких відбувається ДМП, і далі тріщина швидко поширюється при повторних ударах в крихкому високовуглецевому мартенситі. Таким чином, висока абразивна зносостійкість обертається низькою стійкістю до ударних навантажень. Це значно звужує потенційний діапазон можливого використання високовуглецевих низьколегованих сталей як зносостійкого матеріалу.

У роботах [78], [175] запропоновано використовувати ізотермічну обробку залишкового аустеніту високовуглецевих низьколегованих сталей з метою зниження схильності до крихкого руйнування при збереженні на достатньо високому рівні абразивної зносостійкості. Високовуглецеві низьколеговані сталі (наприклад, сталь 120Г3) дозволяють отримати до 100% залишкового аустеніту після гартування з однофазної області. Тому для таких сталей не потрібні ванни з рідкими середовищами для ізотермічної обробки аустеніту. Достатньо охолодити їх у воді, далі нагріти в звичайній повітряній печі і витримати при постійній температурі необхідний час. При ізотермічній витримці в гартованій (на аустеніт) сталі 120Г3С2 відбувається бейнітне перетворення, в ході якого (за досить високого вмісту кремнію в сталі – 1,5-2,0 %) цементит не утворюється. Після ізотермічного перетворення структура містить бейнітний ферит і аустеніт, який є перенасиченим вуглецем [176], [177]. Завдяки збільшенню вмісту вуглецю аустеніт стабілізується і знижується його схильність до деформаційного мартенситного перетворення. Таким чином, вдається усунути катастрофічну крихкість нестабільного залишкового аустеніту за рахунок незначної втрати абразивної зносостійкості [78], [175].

У міру збільшення вмісту вуглецю в аустеніті температура початку бейнітного перетворення B_s знижується [178], що призводить до необхідності знижувати температуру ізотермічної витримки. Це, у свою чергу, значно збільшує час, необхідний для завершення перетворення, тому ізотермічна обробка високовуглецевого аустеніту вимагає точного визначення оптимальних температури та тривалості процесу. Прискорення бейнітного перетворення можливе за рахунок отримання невеликої кі-

лькості мартенситу [179], [180], що забезпечується охолодженням до температури на 10 - 20 °С нижче температури початку мартенситного перетворення. Цей прийом виявляється особливо ефективним для прискорення бейнітного перетворення аустеніту з високим вмістом вуглецю (1,2 %). У роботах [179], [180] досліджено кінетику бейнітного перетворення аустеніту TRIP-assisted сталей 120Г3 і 120Г3С2 і показано, що застосування мартенситного перетворення (початкової його стадії) дозволяє досягти зниження часу до завершення перетворення з 50 діб до 1 доби при температурі витримки 250 °С. Це дає можливість практично-го використання ізотермічного бейнітного перетворення для покращення властивостей високовуглецевих низьколегованих сталей.

Для виготовлення великогабаритних деталей може знадобитися зварювання попередньо гартованої високовуглецевої сталі. У роботі [181] запропоновано спосіб зварювання таких сталей, зокрема сталі 120Г3С2. Суть способу – прискорене охолодження тільки-но зварених елементів, що є аналогічним до гартування основного матеріалу. Структура зони термічного впливу (ЗТВ) після зварювання із прискореним охолодженням складається із аустеніту, карбідів та мартенситу. У зв'язку з цим логічно припустити, що ізотермічна обробка виробу після зварювання з прискореним охолодженням при температурі, близькій до 250 °С, дозволить отримати в ЗТВ структуру бейніту із супутнім поліпшенням механічних властивостей. Одночасно бейнітне перетворення відбудеться і в основному матеріалі, що також позитивно вплине на його експлуатаційні характеристики. Оскільки з практичної точки зору навіть витримка протягом однієї доби може виявитися неприйнятно тривалою операцією, слід зменшити час ізотермічної витримки настільки, наскільки це можливо. Для цього необхідно дослідити структуроутворення та зносостійкість металу ЗТВ (в сталі 120Г3С2 після її гартування з прискореним охолодженням) на ранніх стадіях ізотермічної витримки. Оскільки структура гартованої сталі 120Г3С2 після зварювання з прискореним охолодженням ідентична для ЗТВ та інших ділянок виробу, дослідження проводили не тільки на зварних з'єднаннях, але й з використанням звичайних зразків сталі 120Г3С2. Метою роботи було дослідження зміни мікроструктури сталі 120Г3С2 після гартування від 900 °С на ранніх стадіях ізотермічної витримки при 250 °С та оцінка абразивної зносостійкості матеріалу в ЗТВ зварювального з'єднання 120Г3С2 після зварювання з швидким охолодженням у воді.

Експерименти проводили на зразках, вирізаних із смуги сталі 120Г3С2 промислового виготовлення завтовшки 5 мм [182]. Хімічний склад сталі становив 1,21 % С; 2,56 % Mn; 1,59 % Si; інше – залізо та

домішки у допустимих межах. Нагрів під гартування та ізотермічну витримку проводили в печі опору в повітряній атмосфері. Смуга сталі розмірами 300 x 60 x 5 (мм) була гартована від 900 °C (витримка 30 хв) у воду кімнатної температури. Після гартування зі смуги вирізали зразки розмірами 25 x 10 x 5 (мм), які піддали витримці при 250 °C впродовж 1 год, 2 год, 3 год, 6 год і 12 год. Дослідження мікроструктури проводили за допомогою растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-7000F. Для вимірювання твердості було використано комп'ютеризований твердомір «Wilson Hardness» при навантаженні на індентор 500 г. Твердість визначали як середнє із 30 вимірювань.

Для сталі зазначеного складу температура 900 °C відповідає двофазній області між A_{c1} і A_{cm} . Про це свідчить наявність карбідів, що не розчинилися при нагріванні (рис. 5.1). Після ізотермічної витримки тривалістю 1 год (рис. 5.2) у структурі поряд із відпущеним мартенситом (1), аустенітом (2) і карбідами (3) спостерігалась певна кількість бейнітного фериту (4) характерної голчастої морфології. Таким чином, бейнітне перетворення починається в сталі 120Г3С2 не пізніше ніж через 1 год ізотермічної витримки.

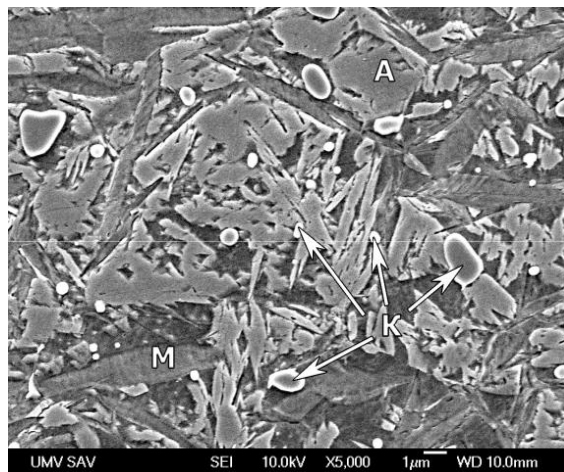
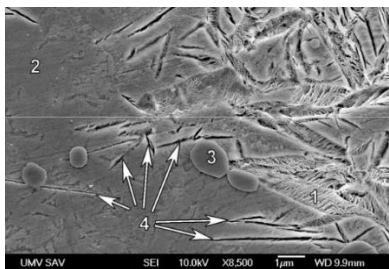
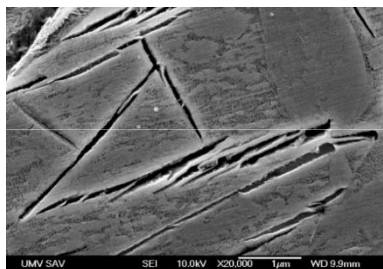


Рисунок 5.1 – Мікроструктура сталі 120Г3С2 після гартування від 900 °C (М – мартенсит, А – аустеніт, К – карбід)



а)

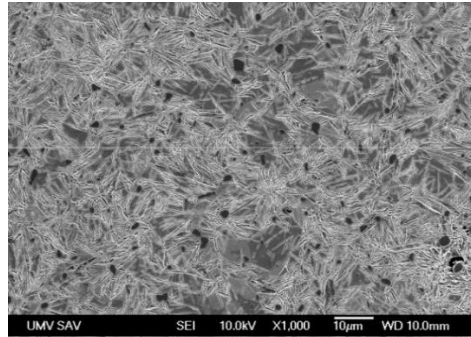


б)

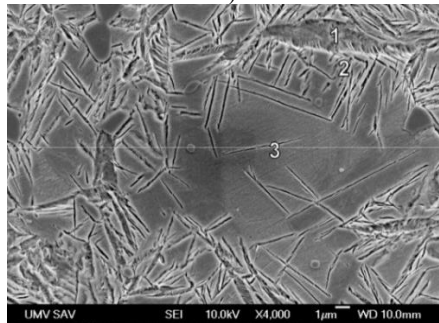
Рисунок 5.2 – Мікроструктура після ізотермічної витримки 1 год: відпущеного мартенситу (1), аустеніту (2), карбідів (3) та бейнітного фериту (4); аустеніт із бейнітом (б) [184]

При збільшенні часу витримки до 2 год (рис. 5.3) кількість бейнітного фериту в структурі зростає. Необхідно відзначити переважно формування бейнітного фериту поблизу відпущеного мартенситу (1) (рис. 5.3, б). В області (2) бейнітний ферит спостерігається у відносно великій кількості, в області (3) були присутні лише поодинокі його пластини. Це наочно ілюструє роль мартенситу як каталізатора бейнітного перетворення. У структурі матеріалу після витримки 3 год (рис. 5.4) з'являється якісно нова структурна складова: відпущений мартенсит (1) з нехарактерно вигнутими границями (2) і прилеглими ділянками пластинчастої морфології (3). Структура (3) була дуже дисперсною, її чітка ідентифікація була можлива лише при збільшеннях вище 10 тис разів, що дозволило виявити міжпластинчасту відстань менше 100 нм. Ця наноструктура може бути ідентифікована як *columnar bainite* [19]. Подальше збільшення часу ізотермічної витримки призводило до зростання кількості пластин бейнітного фериту та збільшення площі, займаною наноструктурним *columnar bainite* (рис. 5.5, б). Границі наноструктурованого бейніту в деяких випадках специфічно вигнуті (див. рис. 5.5, б, в), що дозволяє візуально відрізнити його від мартенситу.

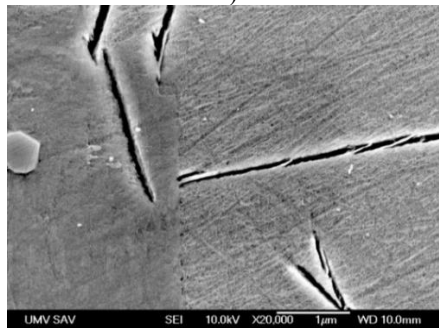
Залежність твердості гартованої сталі 120Г3С2 від часу ізотермічної витримки (рис. 5.7) свідчить про те, що на ранніх стадіях витримки (до 1 год) твердість матеріалу знижується, попри очевидний початок бейнітного перетворення. Найімовірніше, зниження твердості пов'язане з відпуском мартенситу. Збільшення часу витримки очікувано призводить до збільшення твердості, пов'язаного з бейнітним перетворенням. За даними робіт [179], [180] подальше збільшення часу витримки також призводить до збільшення твердості.



а)

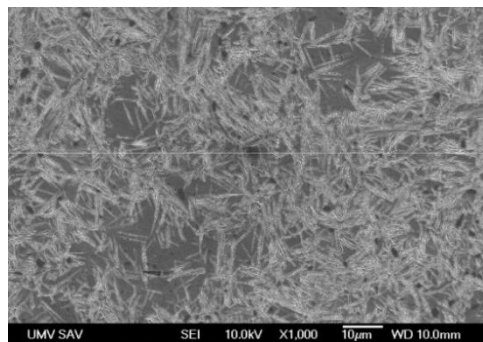


б)

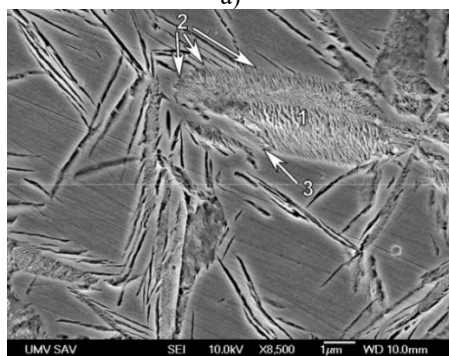


в)

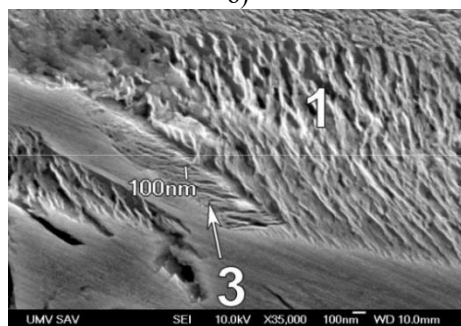
Рисунок 5.3 – Мікроструктура сталі 120Г3С2 після ізотермічної витримки (2 год) за різного збільшення: 1 тис. (а), 4 тис. (б), 20 тис. (в) (1 – відпущений мартенсит; 2 – множинні пластини бейнітного фериту поблизу мартенситу; 3 – поодинокі пластини бейнітного фериту на значній відстані від мартенситу) [184]



a)

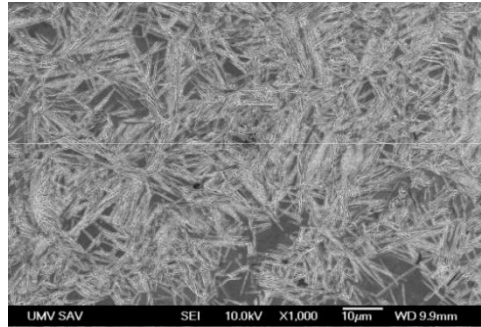


б)

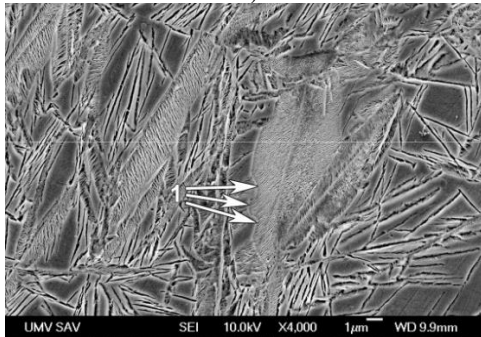


в)

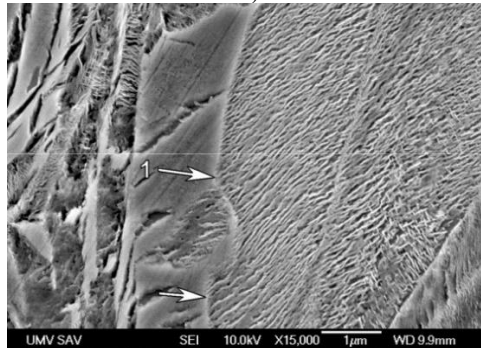
Рисунок 5.4 – Мікроструктура сталі 120ГЗС2 після ізотермічної витримки впродовж 3 год за різного збільшення: 1 тис. (а), 8,5 тис. (б), 35 тис. (в) [184]



a)

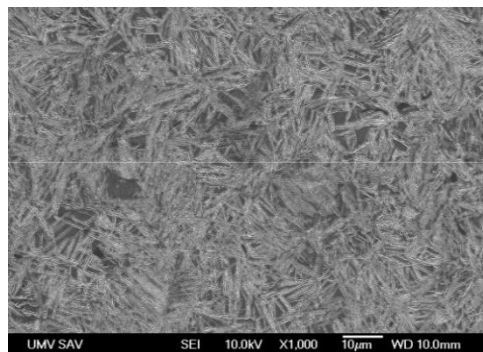


б)

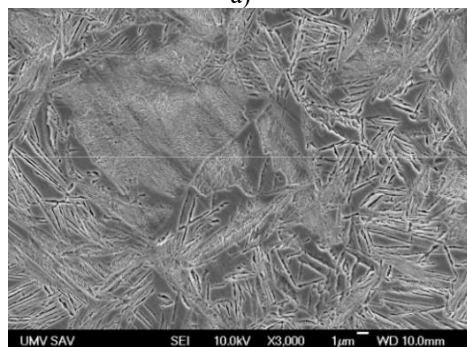


в)

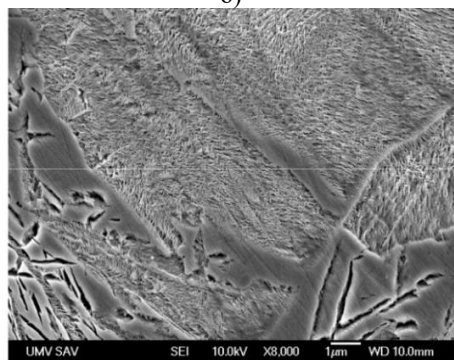
Рисунок 5.5 – Мікроструктура сталі 120Г3С2 після ізотермічної витримки впродовж 6 год за різного збільшення: 1 тис. (а), 8,5 тис. (б), 35 тис. (в) (1 – границя наноструктурованого бейніту) [184]



a)



б)



в)

Рисунок 5.6 – Мікроструктура сталі 120Г3С2 після ізотермічної витримки впродовж 12 год: 1 тис. (а), 3 тис. (б), 8 тис. (в) [184]

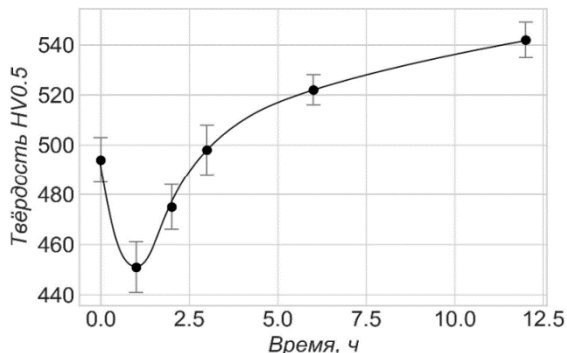


Рисунок 5.7 – Вплив тривалості ізоtermічної витримки при 250 °С на твердість сталі 120Г3С2, гартованої від 900 °С [184]

Завершення бейнітного перетворення у цьому випадку відбувається через 1-2 доби. Тим не менш, витримка до 6-7 год (не більше 1 робочої зміни) може бути достатньою для підвищення механічних властивостей та забезпечення експлуатаційної надійності як основного матеріалу, так і зварних з'єднань із гартованої сталі 120Г3С2.

Мікроструктуру ЗТВ у зварних з'єднаннях 120Г3С2 після зварювання з швидким охолодженням у воді досліджено та наведено в роботах [166]. Оцінку абразивної зносостійкості матеріалу ЗТВ зі сталі 120Г3С2 проводили за схемою «Two-Body Abrasion», згідно з якою циліндричний зразок діаметром 2 мм ковзав по поверхні абразивного полотна (Al_2O_3 , зернистість 0,6-0,8 мм) під навантаженням 300 г. Зносостійкість оцінювали коефіцієнтом ε :

$$\varepsilon = \Delta m_{\text{ст}} / \Delta m_{\text{зр}}, \quad (5.1)$$

де $\Delta m_{\text{ст}}$ і $\Delta m_{\text{зр}}$ – втрата маси еталону (армко-залізо) та експериментального зразку, відповідно.

Відповідно до [183] оптимальна термічна обробка сталі 120Г3С2 включає гартування від 900 °С і наступну ізоtermічну обробку при 250 °С. Після гартування структура складається із аустеніту та майже 30% мартенситу; також присутня певна кількість нерозчинених карбідів. Подальша ізоtermічна обробка призводить до появи дрібних пластин бейнітного фериту, кількість яких залежить від часу ізоtermічної витримки. Найперші пластини спостерігаються вже після 1 години ізоtermічної витримки [184].

В процесі нагріву під гартування сталь 120Г3С2 піддається знеуг-

лецьованню поверхні, глибина якого може сягати 1 мм. Через зниження вмісту вуглецю температура початку мартенситного перетворення значно підвищується, тому після гартування в приповерхневих областях, де відбулося значне знеуглецювання, з'являється мартенситний шар [18].

Зразки зі сталі 120Г3С2 товщиною 5 мм гартували від 900 °С, витримували ізотермічно при 250 °С, а потім зварювали між собою з швидким охолодженням у воді. Мікроструктуру зварного з'єднання з боку 120Г3С2 показано на рис. 5.8,а. Через швидке охолодження в зоні ЗТВ відбувається гартування з формуванням різних зон мікроструктур залежно від пікових температур під час циклу нагрівання в кожній конкретній точці. У ЗТВ можна виділити чотири різні зони. Зона (1) виникає в результаті нагріву сталі до температур однофазної γ -області. Структура в цій зоні є майже повністю аустенітною, оскільки температура M_s сталі після нагрівання до 900 °С близька до 30 °С [179]. Із збільшенням відстані від лінії плавлення температура конкретної зони знижується. Структура зони (3) складається із переважно мартенситу, будучи еквівалентною тій структурі, що утворюється після гартування заевтектійних сталей на максимальну твердість (тобто температура гартування була трохи вище критичної точки A_{c1}). Зона (2) відповідає гартуванню в діапазоні температур між A_{c1} і A_{cm} ; вона має структуру «аустеніт + мартенсит». Чим ближче до лінії плавлення в зоні (2), тим більшою є частка аустеніту в структурі сталі.

Якщо температура нагріву не перевищує A_{c1} , то під час циклу зварювання фазове перетворення не відбувається (зона (4)). Структура цієї зони безпосередньо на межі із зоною (3) містить продукти дифузійного розпаду вихідних мікроструктурних складових. Чим більше відстань до конкретного шару в межах зони (3), тим нижче пікова температура в цьому шарі при зварюванні. Таким чином, в міру віддалення від лінії сплавлення мікроструктура зони (4) поступово змінюється від продуктів високого відпуску до продуктів низького відпуску і далі – до зони (5), де вихідна мікроструктура не змінювалась при зварюванні.

Маючи інформацію про мікроструктури різних зон у ЗТВ, можна визначити профіль відносної зносостійкості матеріалу на різній відстані до лінії сплавлення (рис. 5.9). Відносна зносостійкість аустенітної структури в зоні (1) ЗТВ знаходиться на рівні $\varepsilon = 4$, що відповідає зносостійкості сталі 120Г3С2, гартованої від 1000 °С [175]. Якщо температура гартування знижується до 900 °С, то після гартування з'являється певна кількість мартенситу, що пояснюється меншим вмістом вуглецю в аустеніті перед гартуванням і більш високою температурою M_s . Залишковий аустеніт стає більш нестабільним, тому відносна зносостійкість сталі 120Г3С2 після гартування від 900 °С є трохи вищою, аніж після гартування від 1000 °С [18].

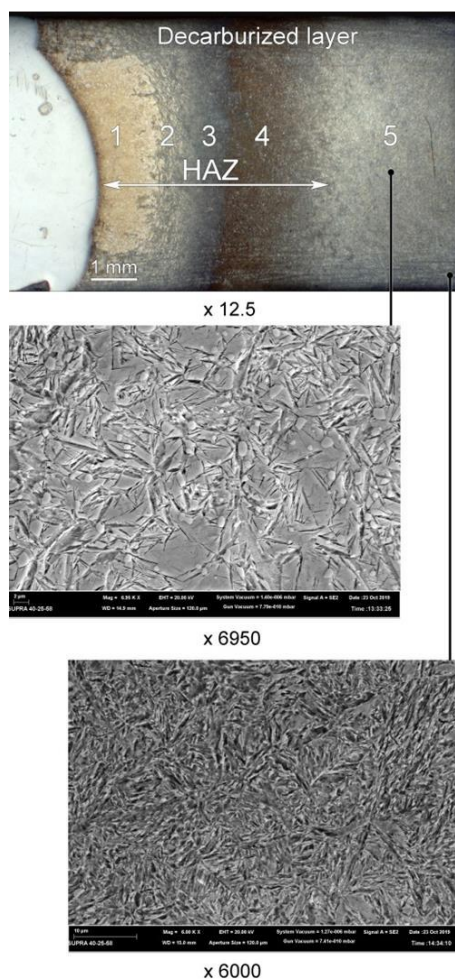


Рисунок 5.8 – Макро- та мікроструктура зварного з’єднання термічно обробленої сталі 120ГЗС2: макроструктура зварного з’єднання з різними зонами ЗТВ (а), мікроструктура термічно неушкодженого осердя зразку (аустеніт + відпущений мартенсит + бейнітний ферит + карбіди) (б); мікроструктура знеуглецьованого шару (відпущений мартенсит + аустеніт) (в) (1 – аустеніт, 2 – аустеніт + мартенсит, 3 – мартенсит, 4 – зона високого відпуску, 5 – вихідна структура)

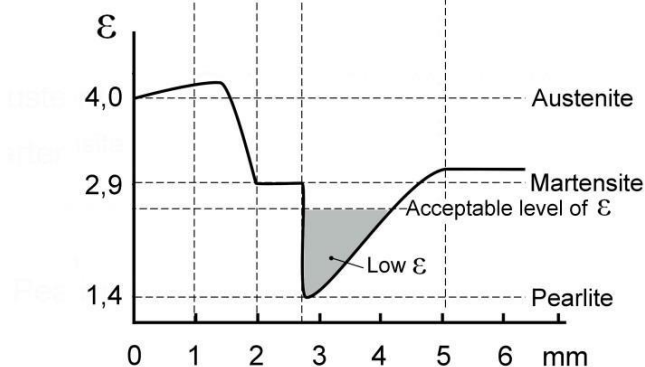
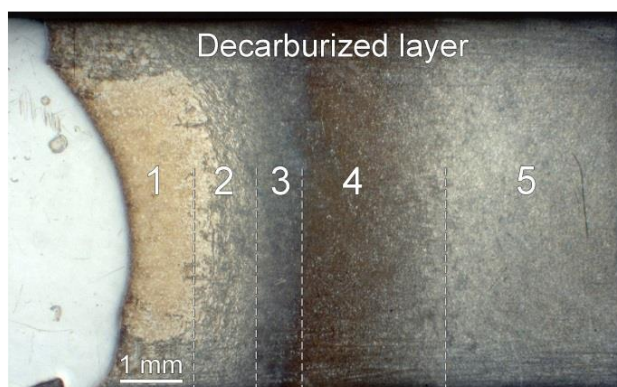


Рисунок 5.9 – Зміна коефіцієнту зносостійкості (ϵ) по ширині ЗТВ в зварному з'єднанні сталі 120Г3С2 (попередня термообробка перед зварюванням – гартування від 900 °С, ізотермічна витримка при 250 °С; після зварювання – охолодження у воді)

Така мікроструктура відповідає зоні (2). Відносна зносостійкість поступово зростає до деякого максимуму внаслідок зміни вмісту залишкового аустеніту. Цей максимум відповідає мікроструктурі, яку отримують гартуванням від 900 °С. Очікуване значення відносної зносостійкості в точці максимуму становить $\epsilon = 4,2-4,3$. Подальше збільшення відстані від лінії сплавлення призводить до зниження пікових температур у циклі зварювання, отже, кількість мартенситу поступово збільшується аж до досягнення зони (3). Відносна зносостійкість невідпущеного

мартенситу (евтектоїдного складу) становить $\varepsilon = 2,9$ [185], що відповідає зносостійкості в зоні (3).

Різке зниження відносної зносостійкості відповідає переходу від зони (3) до зони (4). Структура зони (4) біля границі із зоною (3) еквівалентна структурі, що утворюється після відпау сталі (перліт). Відносна зносостійкість перліту становить $\varepsilon = 1,4$ [181], тобто до такого значення зменшується зносостійкість на межі зон (3) і (4). Чим більше відстань від зони (3), тим дрібнішим є перліт: мікроструктура поступово змінюється на сорбіт, а потім на троостит; далі йде вихідна структура зони (5). Відповідно, зносостійкість зростає від $\varepsilon = 1,4$ до рівня, характерного для вихідної структури, утвореної гартуванням від 900 °C і подальшою обробкою при 250 °C («аустеніт + відпущений мартенсит + бейнітний ферит + карбіди»). Зносостійкість такої мікроструктури дещо вища у порівнянні із невідпущеним високовуглецевим мартенситом [175].

Сталі з мартенситною структурою широко використовуються як абразивно-зносостійкий матеріал. Через високу крихкість невідпущеного мартенситу ця мікроструктура неприйнятна для більшості деталей машин. Щоб знизити крихкість матеріалу після гартування, необхідно принаймні проводити низький відпуск. Низький відпуск знижує твердість і, відповідно, абразивну зносостійкість. Таким чином, відносна зносостійкість відпущеного мартенситу є найнижчим практично допустимим рівнем, який позначено на рис. 5.9 як «Прийнятний рівень ε ». Усі точки в межах ЗТВ з більш високими значеннями ε слід розглядати як зону з високою стійкістю до абразивного зношування. Єдиною зоною з низькою зносостійкістю є зона, позначена сірим кольором («Low ε »); її ширина становить 1,5-2,0 мм. Решта ЗТВ має зносостійкість вище мінімально допустимого рівня. Відносна зносостійкість в зонах (1) і (2) є навіть вищою, аніж у основного металу.

Викладені вище міркування дозволяють стверджувати, що зварювання TRIP-assisted сталі 120Г3С2 із швидким охолодженням у воді забезпечує ЗТВ з такою ж або навіть вищою зносостійкістю, аніж у базового термічно обробленого матеріалу. Це дозволяє виготовляти із високовуглецевій TRIP-assisted сталі 120Г3С2 плоскі зварні елементи великої площі поверхні, які мають високу абразивну зносостійкість. Єдина зона низької зносостійкості має ширину 1,5-2,0 мм і відповідає нагріву сталі до високих температур, які, втім, не перевищують температуру A_{c1} . Ця зона не може бути усунена, що пов'язано із реальним профілем температури по перетину зварного з'єднання.

ВИСНОВКИ

1. Досліджено вплив хімічного складу на кінетику фазово-структурних перетворень, мікроструктуру та властивості низьколегованих низьковуглецевих сталей (0,2 %C), в яких реалізується TRIP ефект. Показано, що введення невеликих добавок хрому (0,5-0,6 %), молібдену (0,2 %), ванадію (0,10 %) та ніобію (0,04-0,05 %) суттєво поліпшує прогартованість та комплекс механічних властивостей Mn-Si сталі. Розроблено хімічний склад та режими термічної обробки TRIP-assisted сталі 20C2Г2ХФМБ, що забезпечують підвищений для подібних сталей рівень механічних властивостей.

2. Визначено закономірності перерозподілу хімічних елементів при витримці сталі 20C2Г2ХФМБ в міжкритичному інтервалі температур. Виявлено суттєве збагачення аустеніту марганцем і хромом, а фериту – кремнієм. При 770 °C коефіцієнти розподілу Mn, Cr та Si становили $K_{Mn} = 0,38-0,50$; $K_{Cr} = 0,75-0,86$ і $K_{Si} = 0,90-1,12$, відповідно. Найбільш активно перерозподілявся марганець, внаслідок чого його вміст в аустеніті перевищував 2,6 рази вміст в фериті. Підвищення температури витримки у МКІ зменшувало різницю у концентрації хімічних елементів в α - та γ -фазах.

3. Вивчено вплив параметрів термічної обробки за технологіями «Austempering» та «Quenching-and-Partitioning» на мікроструктуру та механічні властивості TRIP-assisted сталей 20C2Г2Б та 20C2Г2ХФМБ. Встановлено, що оптимальне поєднання властивостей досягається в цих сталях після реалізації наступних режимів термічної обробки:

(а) для сталі 20C2Г2Б:

– «Austempering» за режимами $A_{900}I3O_{300}(10 \text{ хв})$ або $A_{900}I3O_{350}(10 \text{ хв})$ ($\sigma_B = 1306-1392 \text{ МПа}$, $\delta = 13-14 \%$, $KCV_{20} = 50-62 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 18 \text{ ГПа}\cdot\%$);

– Q&P обробка за режимами $A_{770}Q_{200}P_{400}(10 \text{ хв})$ ($\sigma_B = 873 \text{ МПа}$, $\delta = 23 \%$, $KCV_{20} = 36 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 20,3 \text{ ГПа}\cdot\%$) або $A_{900}Q_{200}P_{350}(10 \text{ хв})$ ($\sigma_B = 1384 \text{ МПа}$, $\delta = 13 \%$, $KCV_{20} = 37 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 17,3 \text{ ГПа}\cdot\%$);

(б) для сталі 20C2Г2ХФМБ:

– «Austempering» за режимом $A_{900}I3O_{350}(10-20 \text{ хв})$ ($\sigma_B = 1040-1120 \text{ МПа}$, $\delta = 21-23 \%$, $KCV_{20} = 95 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 23,7-23,9 \text{ ГПа}\cdot\%$);

– Q&P-обробка за режимами $A_{900}Q_{235}P_{400}(10 \text{ хв})$ або $A_{900}Q_{235}P_{400}(30 \text{ хв})$ ($\sigma_B = 1011-1092 \text{ МПа}$, $\delta = 23-24 \%$, $KCV_{20} = 115 \text{ Дж/см}^2$, $PSE = 24,0-25,0 \text{ ГПа}\cdot\%$).

4. Показано, що найвищий рівень властивостей сталі 20C2Г2ХФМБ досягається при формуванні багатофазної структури, що складається із безкарбідного бейніту, відпущеного мартенситу (у випадку Q&P обробки), фериту та залишкового аустеніту (6-9 об. %). Залишковий аустеніт забезпечує реалізацію TRIP-ефекту за рахунок перетворення на мартенсит при деформації, що підвищує деформаційне зміцнення при збереженні на високому рівні пластичності та ударної в'язкості сталі.

5. Визначено, що вибір параметрів термічної обробки TRIP-assisted сталі повинен передбачати недопущення формування цементиту на стадії ізотермічної витримки (при реалізації «Austempering») або на стадії «Partitioning» (Q&P). Виділення цементиту по границях феритних пластин бейніту у сукупності із різким зменшенням кількості залишкового аустеніту знижує пластичність та зменшує внесок TRIP-ефекту у міцність сталі. Це спостерігається в сталі, легованій Cr, Mo та V, у випадку її аустенітизації в МКІ, коли формується велика (до 50 %) частка фериту та відбувається пересичення аустеніту вуглецем.

6. Вивчено вплив термомеханічної обробки за схемою «Гаряча деформація (25 % обтиснення) + ізотермічне гартування при 350 °С» на механічні властивості сталі 20C2Г2ХФМБ. Встановлено, що ТМО із аустенітизацією в γ -області та деформацією при 550 - 770 °С забезпечує підвищення σ_B на ~ 50 МПа (до 1217-1223 МПа) при збереженні високої пластичності ($\delta = 19\%$) та PSE (23-23,5 ГПа·%). ТМО із аустенітизацією в міжкритичному інтервалі температур (770 °С) приводить до зростання опору міцності на 15 % (до 1074-1090 МПа) з одночасним зниженням пластичності у 1,5 рази (з 24,7 % до 15-17 %).

7. На прикладі високовуглецевої TRIP-assisted сталі 120Г3С2 показано можливість прискорення бейнітного перетворення за рахунок отримання певної кількості мартенситу перед початком ізотермічної витримки. Встановлено, що сталь 120Г3С2 має високий рівень абразивної зносостійкості за рахунок перетворення метастабільного аустеніту в мартенсит при зношуванні. При зварюванні елементів цієї сталі із швидким охолодженням в воді в околосшовній зоні формується градієнтна будова, яка має практично таку ж саму зносостійкість, що й основний метал. Це дозволяє застосовувати TRIP-assisted сталь 120Г3С2 при виготовленні зварних з'єднань для захисту великих площ поверхні від абразивного зношування.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Lesch C. Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications – tailored properties by smart microstructural adjustments / C. Lesch, N. Kwiaton, F.B. Klose // *Steel Research International*. – 2017. – Vol. 88, Is. 10. – P. 1700210.
2. Lee K. Y. Tensile properties of different chemical compositions for TRIP-assisted multiphase steel for automobile structures / K. Y. Lee // *International Journal of Automotive Technology*. – 2008. – Vol. 9, Is. 1. – P. 87-93.
3. Effect of heating rate on microstructure and mechanical properties of TRIP-aided multiphase steel / D. Xu [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 614. – P. 94-101.
4. Dynamic mechanical properties of the Fe–30Mn–3Si–4Al TWIP steel after different heat treatments / Z.-P. Xiong [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 530. – P. 426-431.
5. Soleimani M. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review / M. Soleimani, A. Kalhor, H. Mirzadeh // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 795. – P. 140023.
6. EBSD investigation of the crystallographic features of deformation-induced martensite in stainless steel / J. Wang et al. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021. Vol. 69. P. 148-155.
7. Very strong low temperature bainite / F. G. Caballero [et al.] // *Materials Science and Technology*. – 2002. – Vol. 18, Is. 3. – P. 279-284.
8. Lee Y. K. Current opinion in medium manganese steel / Y. K. Lee, J. Han // *Materials Science and Technology*. – 2014. – Vol. 31, Is. 7. – P. 843-856.
9. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J. Speer [et al.] // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51, Is. 9. – P. 2611-2622.
10. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – Москва: Машгиз, 1959. – 110 с.
11. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии: монография / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 346 с.
12. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии: монография / А. П. Чейлях. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
13. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – Москва: МИСИС, 1999. – 408 с.

14. Малинов Л. С. Повышение износостойкости сталей и чугунов за счет получения в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Металл и литье Украины. – 2001. – № 1-2. – С. 8-12.

15. Application of the Q-n-P-Treatment for increasing the wear resistance of low-alloy steel with 0.75% C / V. G. Efremenko [et al.] // Materials Science. – 2017. – Vol. 53, Is. 1. – P. 67-75.

16. Principles for developing grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys / A. D. Koval' [et al.] // Journal of Friction and Wear. – 2012. – Vol. 33, Is. 1. – P. 39-46.

17. Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite / J. Shi [et al.] // Scripta Materialia. – 2010. – Vol. 63, no. 8. – P. 815-818.

18. Two-body abrasion resistance of high-carbon high-silicon steel: Metastable austenite vs nanostructured bainite / V. G. Efremenko [et al.] // Wear. – 2019. – Vol. 418-419. – P. 24-35.

19. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process / H. Jirková [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 615. – P. S163-S168.

20. Increasing the abrasive wear resistance of low-alloy steel by obtaining residual metastable austenite in the structure / L. S. Malinov [et al.] // Journal of Friction and Wear. – 2015. – Vol. 36, Is. 3. – P. 237-240.

21. Matsumura O. Trip and its kinetic aspects in austempered 0.4 C-1.5 Si-0.8 Mn steel / O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi // Scripta Metallurgica. – 1987. – Vol. 21, Is. 10. – P. 1301-1306.

22. Bhadeshia H. K. D. H. TRIP-Assisted Steels? / H. K. D. H. Bhadeshia // ISIJ International. – 2002. – Vol. 42, Is. 9. – P. 1059-1060.

23. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels / K.-I. Sugimoto [et al.] // ISIJ International. – 1992. – Vol. 32, Is. 12. – P. 1311-1318.

24. Fonstein N. Advanced high strength sheet steels: Physical metallurgy, design, processing, and properties / N. Fonstein. – Springer, 2016. – 420 p.

25. Bleck W. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels / W. Bleck, X. Guo, Y. Ma // Steel research international. – 2017. – Vol. 88, Is. 10. – P. 1700218.

26. Sharma S. Development of new high-strength carbide-free bainitic steels / S. Sharma, S. Sangal, K. Mondal // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2011. – Vol. 42, Is. 13. – P. 3921-3933.

27. Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic

steels for automotive application / F. G. Caballero [et al.] // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 49. – P. 667-680.

28. Design of high-strength and damage-resistant carbide-free fine bainitic steels for railway crossing applications / A. Kumar [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 759. – P. 210-223.

29. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel / F. Caballero [et al.] // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55, no. 1. – P. 381-390.

30. Bhadeshia H. K. D. H. The bainite transformation in a silicon steel / H. K. D. H. Bhadeshia, D. V. Edmonds // *Metallurgical Transactions A*. – 1979. – Vol. 10, Is. 7. – P. 895-907.

31. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и сталях / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – Москва: Наука, 1977. – 238 с.

32. Mahieu J. Phase transformation and mechanical properties of si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel / J. Mahieu, B. C. De Cooman, J. Maki // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33, Is. 8. – P. 2573-2580.

33. Mahieu J. Galvanizability of high-strength steels for automotive applications / J. Mahieu, B. C. De Cooman, S. Claessens // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32, Is. 11. – P. 2905-2908.

34. Mintz B. Hot dip galvanising of transformation induced plasticity and other intercritically annealed steels / B. Mintz // *International Materials Reviews*. – 2001. – Vol. 46, Is. 4. – P. 169-197.

35. Development and characterisation of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel / T. Bhattacharyya [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528, Is. 6. – P. 2394-2400.

36. Garcia-Mateo C. Acceleration of low-temperature bainite / C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia // *ISIJ International*. – 2003. – Vol. 43, Is. 11. – P. 1821-1825.

37. Galvanisability of silicon free CMnAl TRIP / J. Maki [et al.] // *Materials Science and Technology*. – 2003. – Vol. 19, Is. 1. – P. 125-131.

38. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels / P. J. Jacques [et al.] // *ISIJ International*. – 2001. – Vol. 41, Is. 9. – P. 1068-1074.

39. De Cooman B. C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite / B. C. De Cooman // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – Vol. 8, Is. 3-4. – P. 285-303.

40. Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets / S.-J. Kim [et al.] // *Metallurgical and*

Materials Transactions A. – 2001. – Vol. 32, Is. 3. – P. 505-514.

41. Effect of isothermal bainite treatment on microstructure and mechanical properties of low-carbon TRIP seamless steel tube / Z. Zhang [et al.] // Steel Research International. – 2012. – Vol. 83, Is. 7. – P. 645-652.

42. Liu L. The Role of transformation-induced plasticity in the development of advanced high strength steels / L. Liu, B. He, M. Huang // Advanced Engineering Materials. – 2018. – Vol. 20, no. 6. – P. 1701083.

43. Enhancement of the mechanical properties of a low-carbon, low-silicon steel by formation of a multiphased microstructure containing retained austenite / P. Jacques [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – Vol. 29, Is. 9. – P. 2383-2393.

44. Jacques P. J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels / P. J. Jacques // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8, Is. 3-4. – P. 259-265.

45. Microstructure and mechanical properties of Nb and V microalloyed TRIP-assisted steels / O. Oja [et al.] // Metals. – 2019. – Vol. 9, no. 8. – P. 887.

46. Effects of Nb and Mo addition to 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn steel on mechanical properties of hot rolled TRIP-aided steel sheets / S. Hashimoto [et al.] // ISIJ International. – 2004. – Vol. 44, Is. 9. – P. 1590-1598.

47. Chatterjee S. δ -TRIP steel / S. Chatterjee, M. Muruganath, H. K. D. H. Bhadeshia // Materials Science and Technology. – 2007. – Vol. 23, Is. 7. – P. 819-827.

48. Yi H. L. Stabilisation of ferrite in hot rolled δ -TRIP steel / H. L. Yi, K. Y. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia // Materials Science and Technology. – 2011. – Vol. 27, Is. 2. – P. 525-529.

49. Non-equilibrium solidification and ferrite in δ -TRIP steel / H. L. Yi [et al.] // Materials Science and Technology. – 2010. – Vol. 26, Is. 7. – P. 817-823.

50. Yi H. L. Extraordinary ductility in Al-bearing δ -TRIP steel / H. L. Yi, K. Y. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia // Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2010. – Vol. 467, no. 2125. – P. 234-243.

51. Spot weldability of δ -TRIP steel containing 0.4 wt-%C / H. L. Yi [et al.] // Science and Technology of Welding and Joining. – 2010. – Vol. 15, Is. 7. – P. 619-624.

52. A novel design: Partitioning achieved by quenching and tempering (Q-T & P) in an aluminium-added low-density steel / H. L. Yi [et al.] // Scripta Materialia. – 2013. – Vol. 68, Is. 6. – P. 370-374.

53. Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed

lightweight δ -TRIP steel / Zhaoli Zeng [et al.] // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 164. – P. 110324.

54. Nanoprecipitate-hardened 1.5GPa steels with unexpected high ductility / D. Raabe [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 60, Is. 12. – P. 1141-1144.

55. Designing ultrahigh strength steels with good ductility by combining transformation induced plasticity and martensite aging / D. Raabe [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2009. – Vol. 11, Is. 7. – P. 547-555.

56. Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in TRIP-maraging steels / M.-M. Wang [et al.] // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 79. – P. 268-281.

57. The effect of aging temperature on microstructure and tensile properties of a novel designed Fe–12Mn–3Ni maraging-TRIP steel / A. Behravan [et al.] // *Steel Research International*. – 2018. – Vol. 90, Is. 2. – P. 1800282.

58. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon / C. Garcia-Mateo [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 549. – P. 185-192.

59. Kučerová L. The effect of alloying on mechanical properties of advanced high strength steels / L. Kučerová, H. Jirková, B. Mašek // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2014. – Vol. 59, Is. 3. – P. 1189-1192.

60. Ultrafine-grained structure and mechanical properties of a high-Mn twinning induced plasticity steel / P. Kusakin [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2016. – Vol. 838-839. – P. 392-397.

61. Prediction of tensile properties of intercritically annealed Al-containing 0.19C–4.5Mn (wt%) TRIP steels / S. Kang [et al.] // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 97. – P. 138-146.

62. A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility / M. Cai [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – Vol. 45, Is. 12. – P. 5624-5634.

63. Microstructure and mechanical properties of hot- rolled and cold-rolled medium-Mn TRIP steels / C. Liu [et al.] // *Materials*. – 2018. – Vol. 11, Is. 11. – P. 2242.

64. Lee S. Observation of the TWIP + TRIP plasticity-enhancement mechanism in Al-added 6 Wt Pct medium Mn steel / S. Lee, K. Lee, B. C. De Cooman // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2015. – Vol. 46, no. 6. – P. 2356-2363.

65. Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel / Y. Ma [et al.] // *Metals*. – 2018. – Vol. 8, no. 5. – P. 357.

66. Bhadeshia H. K. D. H. Bainite in steels: Theory and practice / H. K.

D. H. Bhadeshia. – Taylor & Francis Group, 2015. – 616 p.

67. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel / V. I. Zurnadzy [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 745. – P. 307-318.

68. Microstructure and mechanical properties of high-carbon Si–Al-rich steel by low-temperature austempering / J. Yang [et al.] // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 35. – P. 170-174.

69. García-Mateo C. Mechanical properties of low-temperature bainite / C. García-Mateo, F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia // *Materials Science Forum*. – 2005. – Vol. 500-501. – P. 495-502.

70. Microstructures and mechanical properties of a modified high-C–Cr bearing steel with nano-scaled bainite / J. Zhao [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 628. – P. 327-331.

71. Strengthening and mechanical stability mechanisms in nanostructured bainite / B. Avishan [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2013. – Vol. 48, Is. 18. – P. 6121-6132.

72. Singh S. B. Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels / S. B. Singh, H. K. D. H. Bhadeshia // *Materials Science and Engineering: A*. – 1998. – Vol. 245, Is. 1. – P. 72-79.

73. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel / X. C. Xiong [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 68, Is. 5. – P. 321-324.

74. Marcisz J. Correlation of mechanical properties and resistance to perforation of armour elements made of nanostructured bainitic steel / J. Marcisz, B. Garbarz, B. Walnik // *Journal of Metallic Materials*. – 2019. – Vol. 71, Is. 2. – P. 14-22.

75. Enhancement of ballistic performance enabled by transformation-induced plasticity in high-strength bainitic steel / M. C. Jo et al. *Journal of Materials Science & Technology*. – 2021. – Vol. 84. – P. 219-229.

76. Bainit in stählen mit hohem widerstand gegen abrasivverschleiß (Bainite in steels with high resistance to abrasive wear) / O. Hesse [et al.] // *Tribologie und Schmierungstechnik*. – 2016. – Vol. 63, Is. 2. – P. 5-13.

77. Sourmail T. Influence of cobalt on bainite formation kinetics in 1 Pct C steel / T. Sourmail, V. Smanio // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44, Is. 5. – P. 1975-1978.

78. Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel / W. Gong et al. *Acta Materialia*. – 2015. – Vol. 85. – P. 243-249.

79. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels / N. Maheswari [et

al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 600. – P. 12-20.

80. Matlock D. K. Application of the quenching and partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, high-Si microalloyed bar steel / D. K. Matlock, V. E. Bräutigam, J. G. Speer // Materials Science Forum. – 2003. – Vol. 426-432. – P. 1089-1094.

81. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J. G. Speer [et al.] // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8, Is. 3-4. – P. 219-237.

82. Seo E. J. application of quenching and partitioning processing to medium Mn steel / E. J. Seo, L. Cho, B. C. De Cooman // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – Vol. 46, Is. 1. – P. 27-31.

83. Microstructure and performance evaluations on Q&P hot stamping parts of several UHSS sheet metals / X.-H. Han [et al.] // Science China Technological Sciences. – 2017. – Vol. 60, Is. 11. – P. 1692-1701.

84. Tailoring strength/ductility combination in 2.5 wt% Si-alloyed middle carbon steel produced by the two-step Q-P treatment with a prolonged partitioning stage / V. I. Zurnadzy [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 791. – P. 139721.

85. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process / H. Y. Li [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2010. – Vol. 41, Is. 5. – P. 1284-1300.

86. Effect of a quenching-long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2C% bainitic steel / X. Huang [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 222. – P. 181-187.

87. Effect of bainitic transformation during BQ&P process on the mechanical properties in an ultrahigh strength Mn-Si-Cr-C steel / X. Gui [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 684. – P. 598-605.

88. Study of microstructure, mechanical properties and impact-abrasive wear behavior of medium-carbon steel treated by quenching and partitioning (Q&P) process / J. Lu [et al.] // Wear. – 2018. – Vol. 414-415. – P. 21-30.

89. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels / B. B. He [et al.] // Science. – 2017. – Vol. 357, Is. 6355. – P. 1029-1032.

90. Liu L. Processing–microstructure relation of deformed and partitioned (D&P) steels / L. Liu, B. He, M. Huang // Metals. – 2019. – Vol. 9, no. 6. – P. 695.

91. Huang M. X. Alloy design by dislocation engineering / M. X. Huang, B. B. He // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2018. – Vol. 34, Is. 3. – P. 417-420.
92. Huang C. Effect of processing parameters on mechanical properties of deformed and partitioned (D&P) medium Mn steels / C. Huang, M. Huang // *Metals*. – 2021. – Vol. 11, Is. 2. – P. 356.
93. Frommeyer G. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes / G. Frommeyer, U. Brück, P. Neumann // *ISI International*. – 2003. – Vol. 43, Is. 3. – P. 438-446.
94. Nanostructured bainite-austenite steel for armours construction / W. Burian [et al.] // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2014. – Vol. 59, Is. 3. – P. 1211-1216.
95. High-temperature oxidation and decarburization of 14.55 wt pct Cr-cast iron in dry air atmosphere / V. G. Efremenko [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2016. – Vol. 47, Is. 4. – P. 1529-1543.
96. Rolland P. improved carbon analysis with evactron plasma cleaning / P. Rolland, V. Carlino, R. Vane // *Microscopy and Microanalysis*. – 2004. – Vol. 10, S02. – P. 964-965.
97. Sun J. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process / J. Sun, H. Yu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 586. – P. 100-107.
98. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling / N. Vandijk [et al.] // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, Is. 20. – P. 5439-5447.
99. Effects of austenitization temperature and compressive stress during bainitic transformation on the stability of retained austenite / M. Zhou [et al.] // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2016. – Vol. 70, no. 6. – P. 1447-1453.
100. Nouri A. A Study of redistribution of silicon in dual-phase silicon steels / A. Nouri, S. Kheirandish, H. Saghaian // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2018. – Vol. 59, Is. 9-10. – P. 569-574.
101. Manganese diffusion in third generation advanced high strength steels / E. De Moor [et al.] // *Proceedings of the International Conference on Mining, Material and Metallurgical Engineering, Prague, 11-12 August 2014. – Keynote Lecture II*. – P. 11-12.
102. Mn diffusion at early stage of intercritical annealing of 5Mn steel / X.-N. Luo [et al.] // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2015. – Vol. 22, Is. 11. – P. 1015-1019.
103. Sun S. Manganese partitioning in dual-phase steel during anneal-

ing / S. Sun, M. Pugh // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 276, Is. 1-2. – P. 167-174.

104. Spiridonova I. Multicomponent diffusion processes in boride-containing composite materials / I. Spiridonova, O. Sukhova, O. Vashchenko // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 1999. – Vol. 21, no. 2. – P. 122-125.

105. Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 2. Optimization of steel composition to suit conditions of operation of grinding media / A. D. Koval [et al.] // Journal of Friction and Wear. – 2012. – Vol. 33, Is. 2. – P. 153-159.

106. Кинетика атермического мартенситного превращения в сталях 60С2ХФА и 55С3Г2ХФМБА / В. И. Зурнаджи [и др.] // Наукові нотатки. – 2018. – Т. 61. – С. 60-65.

107. Gorni A. A. Steel forming and heat treating handbook / A. A. Gorni. – São Vicente, 2011. – 408 p.

108. Andrews K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures / K. W. Andrews // The Journal of the Iron and Steel Institute. – 1965. – P. 721-727.

109. Koistinen D. P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D. P. Koistinen, R. E. Marburger // Acta Metallurgica. – 1959. – Vol. 7, Is. 1. – P. 59-60.

110. The «Quenching and Partitioning» process: background and recent progress / J. G. Speer [et al.] // Materials Research. – 2005. – Vol. 8, Is. 4. – P. 417-423.

111. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment / A. J. Clarke [et al.] // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56, Is. 1. – P. 16-22.

112. Quenching above martensite start temperature in quenching and partitioning (Q&P) steel through control of partial phase transformation / Y. J. Li [et al.] // Materials Letters. – 2018. – Vol. 230. – P. 36-39.

113. Mechanical property and microstructural characterization of C-Mn-Al-Si hot dip galvanizing TRIP steel / H.-T. Jiang [et al.] // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. 19, Is. 8. – P. 29-36.

114. Design of advanced bainitic steels by optimisation of TTT diagrams and T0 curves / F. G. Caballero [et al.] // ISIJ International. – 2006. – Vol. 46, Is. 10. – P. 1479-1488.

115. Simulation of structure formation in the Fe-C-Cr-Ni-Si surfacing materials / B. Efremenko [et al.] // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2018. – Vol. 2, Is. 12 (92). – P. 33-38.

116. Ryabtsev S. I. Effect of scandium on the structure and corrosion properties of vapor-deposited nanostructured quasicrystalline Al-Cu-Fe films / S. I. Ryabtsev, V. A. Polonsky, O. V. Sukhova // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2020. – Vol. 58, Is. 9-10. – P. 567-575.

117. Stabilization of retained austenite by the two-step intercritical heat treatment and its effect on the toughness of a low alloyed steel / Z. J. Xie [et al.] // Materials & Design. – 2014. – Vol. 59. – P. 193-198.

118. Modification of steel surface by pulsed plasma heating / Y. Chabak [et al.] // Problems of Atomic Science and Technology. – 2017. – Vol. 110, Is. 4. – P. 97-102.

119. Zare A. Influence of martensite volume fraction on tensile properties of triple phase ferrite-bainite-martensite steels / A. Zare, A. Ekrami // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 530. – P. 440-445.

120. Intragranular ferrite morphologies in medium carbon vanadium-microalloyed steel / A. Fadel [et al.] // Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy. – 2013. – Vol. 49, Is. 3. – P. 237-244.

121. Owen W. S. The effect of silicon on the kinetics of tempering / W. S. Owen // Transactions of the American Society for Metal. – 1954. – Vol. 46. – P. 812-829.

122. Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment / D. V. Edmonds [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 438-440. – P. 25-34.

123. Barnard S. Influence of silicon on the tempering of steel / S. Barnard // Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels : Proceedings of an International Conference. – London, 1982. – P. 33-37.

124. Koyama T. Effect of Si concentration on carbon concentration in surface layer after gas carburizing / T. Koyama, M. Kubota, S. Yoshida // ISIJ International. – 2016. – Vol. 56, Is. 9. – P. 1638-1645.

125. Million B. The influence of silicon on carbon redistribution in steel weldments / B. Million, J. Kučera, P. Michalička // Materials Science and Engineering: A. – 1995. – Vol. 190, Is. 1-2. – P. 247-252.

126. Термическая обработка в машиностроении: Справочник / ред.: Ю. М. Лахтин, А. Г. Рахштадт. – Москва: Машиностроение, 1980. – 783 с.

127. Activity of carbon and solubility of carbides in the FCC Fe-Mo-C, Fe-Cr-C, and Fe-V-C alloys / T. Wada [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions: B. – 1972. – Vol. 3, no. 11. – P. 2865-2872.

128. Lobo J. A. Thermodynamics of carbon in austenite and Fe-Mo austenite / J. A. Lobo, G. H. Geiger // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 1976. – Vol. 7, Is. 9. – P. 1359-1364.

129. Могутнов Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. Томилин, Л. Шварцман. – Москва: Металлургия, 1984. – 207 с.

130. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite / Yiyu Tu [et al.] // Materials Science and Technology. – 2017. – Vol. 34, Is. 7. – P. 780-785.

131. Ткаченко Ф. К. К вопросу о влиянии кремния на графитизацию промышленного белого чугуна / Ф. К. Ткаченко // Известия вузов. Черная металлургия. – 1959. – № 10. – С. 131-138.

132. In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation / A. Kumar [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 757. – P. 107-116.

133. Structure-property relationship in novel low carbon hot-rolled TRIP steels via thermo-mechanical controlled processing and coiling / B. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 771. – P. 138643.

134. Element partitioning effect on microstructure and mechanical property of the micro-laminated Fe-Mn-Al-C dual phase steel / M. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 654. – P. 193-202.

135. Angel T. Experience and assessment of stress corrosion cracking in L-grade stainless steel BWR internals / T. Angel // The Journal of the Iron and Steel Institute. – 1954. – Vol. 181. – P. 165-174.

136. Enhanced TRIP effect in a lean alloy steel treated by a ‘disturbed’ bainitic austempering process / G. Gao [et al.] // Heat Treatment and Surface Engineering. – 2019. – Vol. 1, Is. 1-2. – P. 72-77.

137. Hosseini S. M. K. Effects of ferrite phase characteristics on microstructure and mechanical properties of thermomechanically-processed low-silicon content TRIP-assisted steels / S. M. K. Hosseini, A. Zarei-Hanzaki, S. Yue // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 626. – P. 229-236.

138. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction / B. Fu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 603. – P. 134-140.

139. Jacques P. J. On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels / P. J. Jacques, F. Delannay, J. Ladrrière // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2001. – Vol. 32, Is. 11. – P. 2759-2768.

140. Sugimoto K.-I. Microstructure and mechanical properties of a

TRIP-aided martensitic steel / K.-I. Sugimoto, A. K. Srivastava // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2015. – Vol. 4, Is. 5. – P. 344-354.

141. Morphology and properties of low-carbon bainite / H. Ohtani [et al.] // *Metallurgical Transactions A*. – 1990. – Vol. 21, Is. 3. – P. 877-888.

142. Microstructure evolution and mechanical behavior of a novel hot-galvanized Q&P steel subjected to high-temperature short-time overaging treatment / Yu Wang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 789. – P. 139665.

143. Золоторевский В. Механические свойства металлов / В. Золоторевский. – Москва: МИСИС, 1998. – 400 с.

144. Bhargava M. Forming limit diagram of advanced high strength steels (AHSS) based on strain-path diagram / M. Bhargava, A. Tewari, S. K. Mishra // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 85. – P. 149-155.

145. Sverdlin A. The effects of alloying elements on the heat treatment of steel / A. Sverdlin, A. Ness // *Heat treatment handbook* / ed. by G. Totten, M. Howes. – New York, 1997. – P. 45-91.

146. Mendiratta M. G. The development of martensitic microstructure and microcracking in an Fe-1.86C alloy / M. G. Mendiratta, G. Krauss // *Metallurgical and Materials Transactions: B*. – 1972. – Vol. 3, Is. 7. – P. 1755-1760.

147. Correlation between microstructure and yield strength of as-quenched and Q&P steels with different carbon content (0.06–0.42 wt% C) / G. Gao [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 753. – P. 1-10.

148. Transferring nanoscale bainite concept to lower C contents: A perspective / C. Garcia-Mateo [et al.] // *Metals*. – 2017. – Vol. 7, Is. 5. – P. 159.

149. Effect of particular combinations of quenching, tempering and carburization on abrasive wear of low-carbon manganese steels with metastable austenite / L. S. Malinov [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2019. – Vol. 945. – P. 574-578.

150. Influence of composition variation on deformation induced martensite formation in type 304 stainless steel / D. T. Lewis [et al.] // *41st MWSF Conference Proceedings*. – 1999. – Vol. 37. – P. 343-351.

151. Development of an advanced ultrahigh strength TRIP steel and evaluation of its unique strain hardening behavior / N. Saeidi [et al.] // *Metals and Materials International*. – 2019. – Vol. 26, Is. 2. – P. 168-178.

152. Song R. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing / R. Song, D. Ponge, D. Raabe // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, Is. 18. – P. 4881-4892.

153. Nanostructured steel industrialisation: plausible reality / C. Garcia-

Mateo [et al.] // Materials Science and Technology. – 2013. – Vol. 30, Is. 9. – P. 1071-1078.

154. Steiner T. Alloying element nitride development in ferritic Fe-based materials upon nitriding: A review / T. Steiner, E. J. Mittermeier // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2016. – Vol. 25, Is. 6. – P. 2091–2102.

155. Relationships between the fatigue crack growth resistance characteristics of a steel and the tread surface damage of railway wheel / O. P. Ostash [et al.] // Archives of Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 2, Is. 90. – P. 49-55.

156. Hosseini S. M. K. Effect of austenite deformation in non-recrystallization region on microstructure development in low-silicon content TRIP-assisted steels [Electronic resource] / S. M. K. Hosseini, A. Zarei-Hanzaki, S. Yue // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 618. – P. 63-70.

157. Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si-Mn bulk steel / J. Zrník [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 462, Is. 1-2. – P. 253-258.

158. Effect of processing conditions on structure development and mechanical response of Si-Mn ‘TRIP’ steel / J. Zrník [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 483-484. – P. 71-75.

159. Timokhina I. B. Microstructure and mechanical properties of C-Si-Mn(Nb) TRIP steels after simulated thermomechanical processing / I. B. Timokhina, E. V. Pereloma, P. D. Hodgson // Materials Science and Technology. – 2001. – Vol. 17, Is. 2. – P. 135-140.

160. Shipway P. H. Mechanical stabilisation of bainite / P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia // Materials Science and Technology. – 1995. – Vol. 11 (1). – P. 1116-1128.

161. Zarei-Hanzaki A. Ferrite formation characteristics in Si-Mn TRIP steels / A. Zarei-Hanzaki, S. Yue // ISIJ International. – 1997. – Vol. 37, no. 6. – P. 583-589.

162. Effect of prior austenite characteristics on mechanical properties of thermomechanically processed multiphase TRIP assisted steels / S. M. K. Hosseini [et al.] // Materials Science and Technology. – 2008. – Vol. 24, no. 11. – P. 1354-1361.

163. Review and prospect of high strength low alloy TRIP steel / L. Li [et al.] // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2003. – Vol. 16. – P. 457-465.

164. Basuki A. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite / A. Basuki, E. Aernoudt // Journal

of Materials Processing Technology. – 1999. – Vol. 89-90. – P. 37-43.

165. Попов В. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В. Попов, Н. Брыков, Н. Дмитриченко. – Москва: Металлургия, 1971. – 160 с.

166. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей / А. В. Макаров та ін. // Физика металлов и металловедение. – 2004. Вип. 98. – С. 96-112.

167. Richardson R. C. D. The maximum hardness of strained surfaces and the abrasive wear of metals and alloys // Wear. – 1967. – Vol. 10, Is. 5. – P. 353–382.

168. Stachowiak G. W., Podsiadlo P. Characterization and classification of wear particles and surfaces // Wear. - 2001. - Vol. 249 (3-4). – P. 194-200.

169. Torrance A. A. Modelling abrasive wear // Wear. – 2005. – Vol. 258 (1-4). – P. 281-293.

170. Tylczak J. H., Hawk J. A., Wilson R. D. A comparison of laboratory abrasion and field wear results // Wear. – 1999. – Vol. 225-229. – P. 1059-1069.

171. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов. – Москва: Металлургия, 1988. – 255 с.

172. Счастливцев В. М. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов / В. М. Счастливцев, М. А. Филиппов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1. – С. 6-9.

173. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов / М. Н. Брыков // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, № 1. – С. 105-109.

174. Брыков М. Н. Влияние легирования на износостойкость железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков, М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 59-62.

175. Брыков М. Н. Износостойкость бейнита при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2015. – Т. 75, № 1. – С. 113-118.

176. Bhadeshia H. K. D. H. Nanostructured bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2009. – Vol. 466, Is. 2113. – P. 3-18.

177. Caballero F. G. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography / F. G. Caballero, M. K. Miller, C. Garcia-Mateo // Materials Science and Technology. – 2014. – Vol. 30, Is. 9. – P. 1034-1039.

178. Исследование кинетики образования нижнего бейнита в структуре высокоуглеродистой низколегированной стали / А. Коваль [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 17-21.

179. Брыков М. Н. Влияние режимов закалки и изотермической обработки на структуру и износостойкость высокоуглеродистой низколегированной стали / М. Н. Брыков, А. А. Прокопченко, В. Г. Ефременко // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2016. – № 3. – С. 44-51.

180. Jellinghaus W. Anregung der zwischenstufen-umwandlung des stahles durch kleine mengen von Meisen / W. Jellinghaus // Archiv für das Eisenhüttenwesen. – 1952. – Vol. 23, Is. 11-12. – P. 459-470.

181. Износостойкость обезуглероженного слоя высокоуглеродистой низколегированной стали в экстремальных условиях трения / О. Хессе [и др.] // Наукові нотатки. – 2017. – Т. 58. – С. 301-307.

182. Структура околошовной зоны закалённой высокоуглеродистой стали после сварки с ускоренным охлаждением / Ю. А. Калинин [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – № 1. – С. 31-36.

183. Microstructure and properties of heat affected zone in high-carbon steel after welding with fast cooling in water / M. N. Brykov [et al.] // Materials. – 2020. – Vol. 13, Is. 22. – P. 5059.

184. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали / Ю. А. Калинин [та ін.] // Вісник Харківського національного автомобільно-дорожного університету. – 2020. – Т. 88, № 1. – С. 58-66.

185. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон: Гринь, 2014. – 364 с.

186. High-carbon steel: Microstructure and abrasive wear resistance of heat affected zone after welding with fast cooling. / M. N. Brykov [et al.] // Problems of Tribology. – 2021. – Vol. 26, Is. 1/99. – P. 59-65.

Для нотаток

Наукове видання

Єфременко Василь Георгійович,
Зурнаджи Вадим Іванович,
Єфременко Олексій Васильович,
Грешта Віктор Леонідович,
Бриков Михайло Миколайович,
Чабак Юлія Геннадіївна.

**СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ З ПРОЯВОМ TRIP-
ЕФЕКТУ**

Монографія

Для художнього оформлення обкладинки було використано
інформацію з сайтів:
<https://de.meviy.misumi-ec.com/info/en/blog-en-c/news-en-c/27404/>
<https://metinvestholding.com/ua/media/news/holodnokatanij-ploskij-prokat-proizvodstvo-primenenie-perspektivi>

Формат 60x84 1/16. Обсяг 11,39 ум. друк. арк., 11,18 обл.-вид. арк.
Наклад 300 пр. Зам. 124. Виготовлювач – Вежа-Друк
(м. Луцьк, вул. Шопена, 12, тел. +38 066 936 25 49).
Свідоцтво Держ. комітету телебачення та радіомовлення України
ДК № 4607 від 30.08.2013 р.