

УДК 621.785.4:669.15-194.2

DOI 10.36910/6775.24153966.2021.71.26

Р.О. Кусса<sup>1</sup>, В.С. Волошин<sup>1</sup>, В.І. Зурнаджи<sup>1</sup>, В.Г. Єфременко<sup>1</sup>,  
Н.П. Зайчук<sup>2</sup>, Р.О. Ткачев<sup>1</sup>, В.Г. Гаврилова<sup>1</sup>, А.В. Джеренова<sup>1</sup>

### ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВИСОКОМІЦНИХ АНСС-СТАЛЕЙ ТРЕТЬОГО ПОКОЛІННЯ

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»<sup>1</sup>  
Луцький національний технічний університет<sup>2</sup>

В роботі виконано огляд сучасних тенденцій у розробці перспективних технологій термічної обробки високоміцних АНСС-сталей третього покоління (3<sup>rd</sup> Generation AHSS). Показано, що ключову роль у забезпеченні високого комплексу властивостей при мінімальному рівні легірування сталі грає формування багатозфазної структури, що містить (у різних поєднаннях) феррит, бескарбідний бейніт, мартенсит та підвищений об'ємний вміст метастабільного залишкового аустеніту, схильного до деформаційного мартенситного перетворення (TRIP-ефект).

**Ключові слова:** високоміцна сталь, термічна обробка, багатозфазна структура, метастабільний аустеніт, TRIP-ефект.

Р.А. Кусса, В.С. Волошин, В.И. Зурнаджи, В.Г. Ефременко,  
Н.П. Зайчук, Р.О. Ткачев, В.Г. Гаврилова, А.В. Джеренова

### ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АНСС- СТАЛЕЙ ТРЕТЬЕГО ПОКОЛЕНИЯ

В работе выполнен обзор современных тенденций в разработке перспективных технологий термической обработки высокопрочных АНСС-сталей третьего поколения (3<sup>rd</sup> Generation AHSS). Показано, что ключевую роль в обеспечении высокого комплекса свойств при минимальном уровне легирования стали играет формирование многофазной структуры, содержащей (в разных сочетаниях) феррит, бескарбидный бейнит, мартенсит и повышенную объемную долю метастабильного остаточного аустенита, склонного к деформационному мартенситному превращению (TRIP-эффект).

**Ключевые слова:** высокопрочная сталь, термическая обработка, многофазная структура, метастабильный аустенит, TRIP-эффект.

R.A. Kussa, V.S. Voloshyn, V.I. Zurnadzhy, V.G. Efremenko,  
N.P. Zaichuk, R.O. Tkachev, V.G. Gavrilova, A.V. Dzherenova

### THE HEAT TREATMENT TECHNOLOGIES FOR THIRD GENERATION HIGH-STRENGTH AHSS-STEELS

The article provides an overview of modern trends in developing the promising heat treatment technologies for third generation high-strength AHSS steels (3<sup>rd</sup> Generation AHSS). It is shown that the formation of a multiphase structure containing (in various combinations) ferrite, carbide-free bainite, martensite, and an increased volume fraction of metastable retained austenite, which is prone to deformation martensitic transformation, plays a key role in ensuring the high mechanical properties at the minimum alloying level. The most promising heat treatment's directions for third generation high-strength AHSS-steels are highlighted, namely: a) ART-treatment (Austenite-Reverted-Transformation), used for medium manganese steels with TRIP-effect (Transformation-Induced Plasticity), b) isothermal quenching for nanostructured carbide-free bainite (with the structural components of 30-60 nm in size), c) processing according to the Q&P scheme (Quenching and Partitioning), d) processing according to the D&P scheme (Deformed and Partitioned).

**Keywords:** high strength steel, heat treatment, multiphase structure, metastable austenite, TRIP-effect.

**Постановка проблеми.** Розробка технологій виробництва високоміцних економнолегованих сталей входить до числа пріоритетних завдань металургійної, машинобудівної та автомобілебудівної галузей промислово розвинених країн. Це пов'язано зі стратегічним напрямком на економію енергетичних і сировинних ресурсів, необхідність і важливість якої невпинно зростає з огляду на виклики, обумовлені розвитком світової економіки та питаннями екології. Одним з ключових напрямків економії ресурсів в металургії є застосування інноваційних технологій виробництва (враховуючи термічну обробку), які дозволяють досягати високого комплексу механічних властивостей при використанні відносно дешевих низьколегованих сталей.

**Аналіз сучасних досліджень та публікацій.** Високоміцні сталі, що використовуються за кордоном в автомобілебудівній промисловості, поділяють на два класи міцності: високоміцні сталі

© Р.О. Кусса, В.С. Волошин, В.І. Зурнаджи, В.Г. Єфременко,  
Н.П. Зайчук, Р.О. Ткачев, В.Г. Гаврилова, А.В. Джеренова

з мінімальною межею текучості в межах 210...550 МПа, які позначають аббревіатурою HSS (High Strength Steel), і особливо високоміцні з межею текучості понад 550 МПа (останні маркуються як AHSS – Advanced High Strength Steel) [1]. Якщо межа міцності AHSS сталей перевищує 780 МПа, їх також класифікують як UHSS (Ultra High Strength Steel), а якщо понад 1000 МПа – то, як Giga Pascal Steel [1]. Комплекс властивостей AHSS, як правило, характеризується комплексним параметром PSE (Product of Strength and Elongation), який знаходять перемноженням межі міцності на відносне подовження сталі. На даний момент AHSS поділяються на три покоління. Перше покоління AHSS сталей включає в себе досить багато різновидів сталей (рис. 1), зокрема: двофазні сталі («Dual Phase» – DP), комплекснофазні сталі («Complex Phase» – CP), низьколеговані TRIP-assisted сталі (Transformation-Induced Plasticity – пластичність, наведена перетворенням), мартенситні сталі. В цілому дане покоління високоміцних сталей характеризується помірними механічними властивостями (PSE до 20 ГПа·%) за мінімального легування. AHSS сталі другого покоління є високолегованими однофазними аустенітними сталями. Ідея їх концепції полягає у забезпеченні максимального комплексу механічних властивостей (PSE до 60 ГПа·%) з акцентуванням на високій пластичності ( $\delta$  до 60...95% при міцності 600...1100 МПа) [2]. 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 високоміцні корозійностійкі аустенітні сталі. У зв'язку з високою вартістю AHSS сталі другого покоління застосовуються обмежено. Крім того, внаслідок однофазної аустенітної структури межа їх міцності не перевищує 1000 МПа.

**Постановка проблеми.** У зв'язку з цим гостро постає проблема розробки AHSS третього покоління, які повинні перевищувати за властивостями сталі першого покоління, але одночасно бути дешевше сталей другого покоління. Метою роботи є аналіз перспективних технологій термообробки сучасних високоміцних економнолегованих сталей третього покоління.

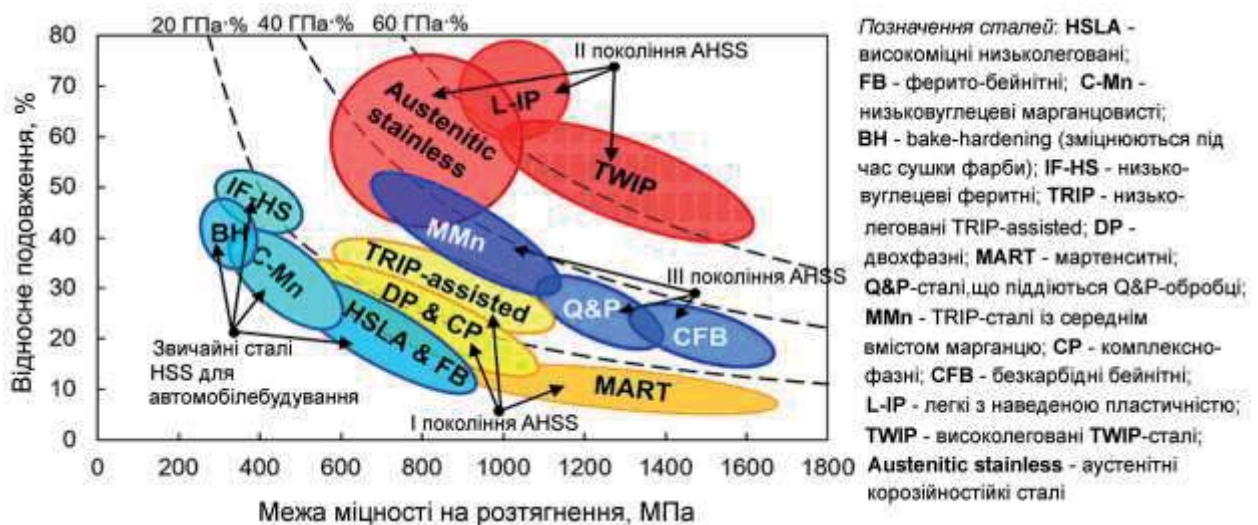


Рис. 1. Співвідношення «міцність-пластичність» для різних марок AHSS сталей, що використовуються для автомобілебудування (на основі даних, наведених в роботі [3])

**Основний матеріал статті.** На сьогодні основні тенденції в розвитку AHSS третього покоління полягають в розробці хімічного складу і технології термічної обробки економнолегованих сталей, в яких формується багатофазна безкарбідна структура з підвищеною об'ємною часткою метастабільного залишкового аустеніту. Цей аустеніт грає важливу роль у формуванні властивостей сталі завдяки своїй здатності перетворюватися в мартенсит при навантаженні і деформації (TRIP-ефект). Широке застосування сталей з метастабільним аустенітом стало можливим завдяки ряду попередніх досліджень, проведених Sheil і Wassermann в 30-х роках минулого століття, а також більш пізніх робіт Богачева, Patel, Cohen, Houdremont, Krisement, Lihl та інших вчених, які в другій половині 20 століття заклали наукові основи практичного

застосування TRIP (TWIP)-ефекту при виробництві високоміцних сталей. В даний час розвиток цієї концепції змістив свій акцент із забезпечення однофазної структури метастабільного аустеніту на отримання багатозфазної структури сталі, в якій аустеніту, як і раніше, відводиться одна з ключових ролей у формуванні комплексу механічних властивостей. Такі сталі, як правило, містять 1...2% кремнію і (або) алюмінію, які пригнічують виділення вуглецю з аустеніта під час термічної обробки, сприяючи збагаченню та стабілізації останнього [4,5]. Найбільш перспективними напрямками у виробництві AHSS сталей третього покоління є: а) TRIP/TWIP-assisted сталі із середнім вмістом марганцю, б) сталі з безкарбідним нанобейнітом, в) сталі, що піддаються Q&P-обробці. Принцип легування і технологія термічної обробки для кожної з груп сталей описані нижче.

**ART-обробка середньомарганцевих сталей з TRIP-ефектом.** Концепція середньомарганцевих сталей з TRIP-ефектом представляє трансформовану під вимоги третього покоління концепцію високомарганцевих сталей AHSS другого покоління. У середньомарганцевих сталях намагаються отримати двофазну аустеніто-феритну структуру, що містить 20...40% залишкового аустеніту, схильного до TRIP-ефекту [6]. З цією метою в сталь вводять 3...10% Mn [7], що істотно нижче, ніж в високомарганцевих сталях другого покоління (20...30% Mn) [8]. Основна роль марганцю полягає в стабілізації аустеніту до  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення і забезпечення високої прогартовуваності, що дозволяє охолоджувати сталь на повітрі в ході завершальної стадії термічної обробки. Кількість вуглецю в середньомарганцевих сталях, як правило, становить 0,1...0,6% [6]. Для підвищення комплексу властивостей такі сталі додатково легують кременієм, алюмінієм, молібденом і в невеликих кількостях – ніобієм/ванадієм [9, 10].

Сталі з середнім вмістом марганцю піддають ART-обробці («Austenite-Reverted-Transformation»), яка проходить у дві стадії (рис. 2). Перша стадія – повне гартування для отримання мартенситної мікроструктури з певною часткою залишкового аустеніта. Друга – витримка при температурі міжкритичного інтервала, впродовж якої мартенсит частково «реверсує» в аустеніт, а частково перетворюється в рекристалізований ферит. Під час витримки йде перерозподіл вуглецю і марганцю між мартенситом/феритом і аустенітом зі збагаченням останнього [10]. По завершенні термообробки в сталі формується дрібнозерниста ферито-аустенітна структура з вмістом залишкового аустеніту 20...40% [6]. Така структура забезпечує досягнення високої міцності ( $\sigma_b=700...1200$  МПа) при видовженні 20...58 % [11, 12].

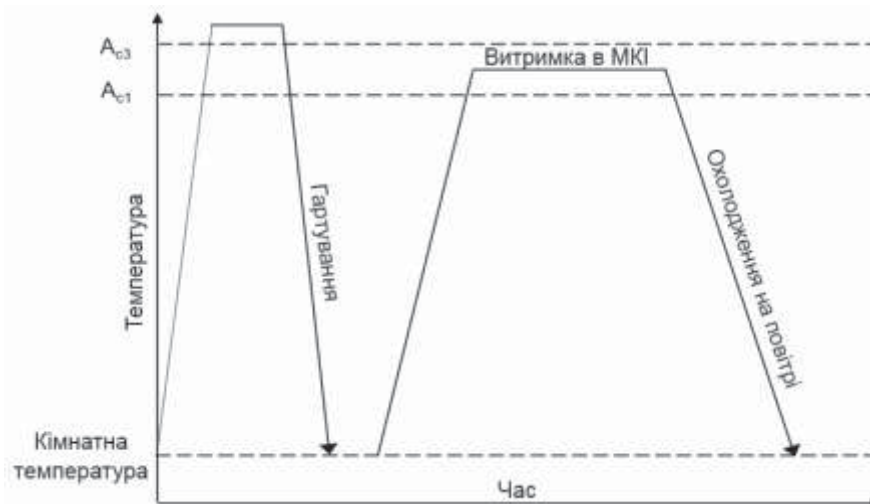


Рис. 2. Схема процесу ART-обробки середньомарганцевих сталей з TRIP-ефектом

Так, в сталі, що містить 0,3% C; 6 % Mn; 1,5 % Si; 3% Al, вдалось досягнути межі міцності 1131 МПа при видовженні 58 %; таке високе подовження забезпечено паралельною реалізацією TRIP- та TWIP-ефектів [11]. Не зважаючи на більш низький, порівняно з високомарганцевими сталями, комплекс механічних властивостей (що компенсується більш економним легуванням), концепція середньомарганцевих TRIP-сталей викликає високу зацікавленість дослідників та активно розвивається на сьогодні. Перевагою даних сталей є аномально висока пластичність і

висока здатність до штампування за підвищеної міцності, знижена питома вага сталі, достатня технологічність при термічній обробці, яка дозволяє без особливих проблем використовувати дану технологію в промислових умовах. До недоліків середньомарганцевих TRIP-сталей можна віднести їх відносно високу вартість та обмежену зварюваність внаслідок підвищеного вмісту марганцю.

**Термічна обробка сталей з нанобейнітом.** 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 [13]. 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 знаходиться в межах: 0,6...1,0% С, 0,7...2,0% Mn, 0,5...2,0% Cr,  $\geq 1,5\%$  Si [14]. Легування нанобейнітної сталі має за мету: (а) пригнічення виділення цементиту з аустеніту легуванням кремнієм і (б) зниження температури початку мартенситного перетворення нижче 250 °С введенням підвищеної кількості вуглецю і марганцю. Бейнітне перетворення супроводжується перерозподілом вуглецю з утворенням пластин фериту в аустеніті із збагаченням останнього вуглецем (чому сприяє підвищена концентрація кремнію).

Термічна обробка на нанобейніт здійснюють у два етапи (рис. 3). На першому етапі проводять повну аустенізацію для отримання гомогенної аустенітної структури. На другому етапі реалізують низькотемпературну ізотермічну витримку в діапазоні 125...300 °С, тобто трохи вище точки  $M_n$  [14]. Мікроструктура нанобейнітних сталей складається (за відсутності карбідів) з нанорозмірних пластин бейнітного фериту товщиною 20...60 нм і ділянок аустеніту у вигляді ще більш тонких плівкових (film-like) прошарків між пластинами  $\alpha$ -фази, або у вигляді масивних «острівців» в стиках феритних пакетів [15]. Така структура (рис. 4, а) забезпечує сталі дуже високу міцність ( $\sigma_b = 2400...2600$  МПа) при задовільному подовженні 7...10% [13].

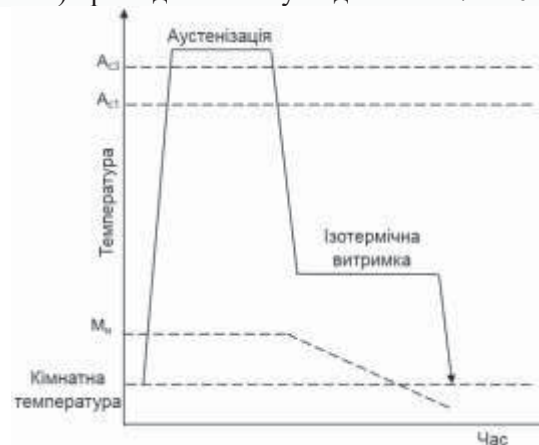
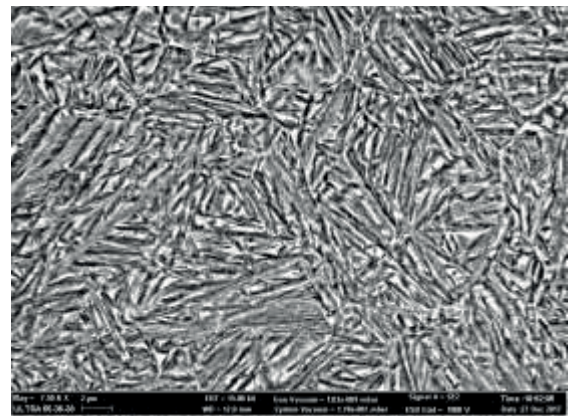


Рис. 3. Схема процесу термічної обробки TRIP-сталей з безкарбідним бейнітом



а)



б)

Рис. 4. Мікроструктура нанобейнітної (а) і Q&P-сталі (б)

Зі зниженням температури ізотермічної витримки зменшуються розміри структурних складових бейніту, відповідно зростає міцність сталі. Встановлено [16], що товщина пластини бейнітного фериту визначається міцністю аустеніту при температурі перетворення і вирашем у вільній хімічній енергії при перетворенні, причому і той, і інший чинники зростають зі зниженням температури перетворення. Міцний аустеніт чинить опір руху міжфазних границь, а велика рушійна сила прискорює зародкоутворення (за рахунок зменшення критичного розміру зародка), що в сукупності призводить до стоншення феритних пластин [17]. Кремній, який вводиться в подібні сталі в кількості 1,5...3%, не тільки пригнічує виділення цементиту, але й додатково підвищує міцність аустеніту за рахунок твердорозчинного зміцнення, сприяючи подрібненню структури. Згідно [13], введення 1,5% Si підвищує межу текучості аустеніту на 7%.

При деформації залишковий аустеніт нанобейніта зазнає деформаційного мартенситного перетворення, що значно підвищує міцність сталі. При цьому більш бажаною є плівкова форма аустеніту, оскільки такий аустеніт має помірну метастабільність, запобігаючи швидкому окрихненню при деформації. «Острівковий» аустеніт, навпаки, проявляє високу метастабільність і перетворюється в мартенсит вже на початкових стадіях деформації [18], що не дає можливості досягти максимально можливої пластичності сталі.

Нанобейнітні сталі доведені до промислового використання (зокрема, у виробництві залізничних рейок, а також броньової сталі [19]). Оскільки ізотермічна витримка нанобейнітних сталей здійснюється при температурах низької дифузійної рухливості вуглецю, то для завершення бейнітного перетворення потрібні десятки годин перебування виробів у печі, що є суттєвою вадою цієї технології [20]. З метою пришвидчення перетворення до хімічного складу сталі додають кобальт і (або) алюміній [21], що, втім, створює нові складнощі у зв'язку з її подорожчанням та з забрудненням неметалічними включеннями. Крім того, прокат з нанобейнітних сталей погано піддається виправленню внаслідок його дуже високої міцності. Всі перераховані фактори поки є перешкодою для широкого використання нанобейнітних сталей.

**Технологія «Quenching and Partitioning» (Q&P).** Технологічні складнощі, пов'язані з тривалою термічною обробкою, відсутні в разі застосування Q&P-обробки. Термін Q&P («Quenching and Partitioning» – гартування і перерозподіл (вуглецю)) був введений для позначення технології термообробки, заснованої на концепції «Обмеженої парорівноваги вуглецю» («Constrained Carbon Paraequilibrium»), яку запропонував J. Speer в 2003 році [22]. Q&P-технологія має на меті створення в низьколегованих сталях 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-сталі містять 0,15...1,0% C, 0,3...3,5% Mn, 0,05...1,9% Al і/або 1,3...3,0% Si, до 2,0% Cr [23]. Q&P технологія може бути застосована до більш широкого спектру сталей, в тому числі – з більш широким діапазоном в концентрації вуглецю [24, 25].

Термічна обробка Q&P-сталей включає в себе кілька етапів (рис. 5). Перший полягає в повній або частковій аустенізації з подальшим охолодженням (стадія Quenching), яке переривається в інтервалі мартенситного перетворення. Метою цього етапу є формування мартенсито-аустенітної структури. На другому етапі проводиться витримка для перерозподілу вуглецю між  $\alpha$ - і  $\gamma$ -фазами («Partitioning»). Стадія «Partitioning» може проводитись як при температурі зупинки гартувального охолодження («One-Step Partitioning»), так і при більш високій температурі, як правило вище точки Mn («Two-Step Partitioning») [26]. Завершується Q&P-обробка охолодженням у воді, маслі або на повітрі [27]. В результаті в сталі формується багатофазна мікроструктура, що складається з відпущеного мартенситу, свіжого мартенситу і метастабільного аустеніту (рис. 4, б) [28]. До її складу також може входити бейніт, якщо витримка на стадії «Partitioning» була достатньою для перетворення аустеніту в бейніт. У разі «Partitioning» при температурі нижче 250 оС цей бейніт є безкарбідним наноструктурованим [29]. 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 варіювання температурно-часових параметрів кожного етапу обробки. Це дозволяє отримувати в порівняно недорогих сталях високоміцний стан з межою

міцності до 2000...2400 МПа при подовженні 10...20% [30, 31]. У Q&P-сталях досягнуто показник PSE на рівні 35...40 ГПа·%, що ставить ці сталі в ряд AHSS сталей третього покоління. До недоліків Q&P технології можна віднести складність обробки деталей великого перерізу, в яких дуже важко забезпечити одночасне протікання процесів структуроутворення по всьому перетину, що призводить до градієнту мікроструктури і механічних властивостей. Цей недолік нівелюється різними модифікаціями даної технології, які активно розробляються останнім часом [32...34].

**Технологія «Deformed & Partitioned (D&P)».** Перспективною, з точки зору промислового використання, є запропонована в 2017 році технологія D&P-обробки («Deformed and Partitioned») [35]. Ця технологія передбачає використання принципу ефекту дислокаційного зміцнення («Dislocation Engineering») для досягнення високої міцності в комбінації з TRIP-ефектом, який забезпечує високу пластичність. В результаті D&P-обробки середньомарганцевої сталі (10% Mn, 0,47% C, 2% Al, 0,7% V) вдалося досягти високої межі текучості (2210 МПа) при досить високому подовженні – 16% (варто підкреслити, що подібні сталі при стандартній термічній обробці мають в два рази нижчу міцність). Висока міцність D&P сталей пояснюється дислокаційним зміцненням в результаті деформації, а пластичність – протіканням TRIP-ефекту. Технологія D&P-обробки включає в себе теплу прокатку (750 °C) з наступною витримкою в міжкритичному інтервалі (650 °C, 5 год), холодну прокатку і відпуск за температури 200...400 °C для перерозподілу вуглецю між фазами (рис. 6) [36]. Метою прокатування є створення оптимальної густини дислокацій в структурі металу (так званий «дислокаційний інжиніринг» [37]). Кінцева мікроструктура D&P-сталей складається з мартенситу з високою густиною дислокацій і метастабільного аустеніту.

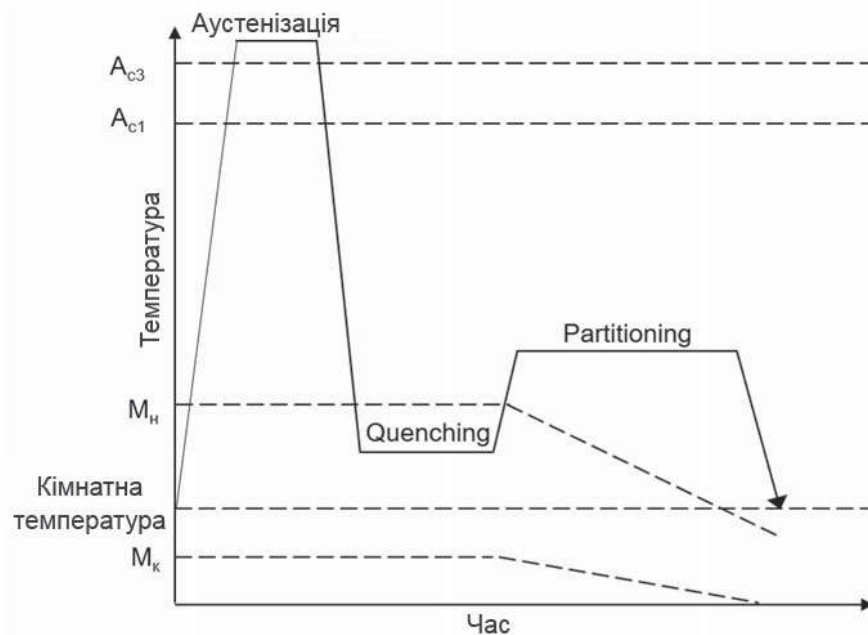


Рис. 5. Схема процесу Q&P термічної обробки

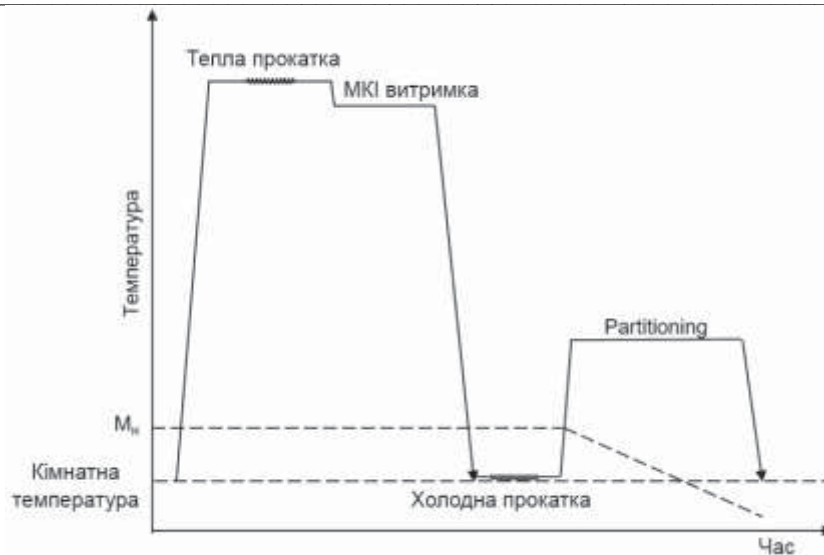


Рис. 6. Схема процесу D&P термічної обробки

Технологія D&P досить легко вбудовується в поточне виробництво [35] і забезпечує достатньо високий рівень механічних властивостей, зокрема – межі текучості. До її недоліків можна віднести потребу в потужних прокатних станах для теплої та холодної прокатування, а також досить високу вартість сталі, обумовлену системою її легування.

Як впливає з представленого літературного огляду, використання TRIP-ефекту не втрачає своєї актуальності, будучи 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.

Хімічний склад і механічні властивості AHSS сталей різних поколінь наведені для порівняння в таблиці 1. З таблиці випливає, що найкраще поєднання рівня легування і комплексу механічних властивостей відповідає AHSS сталям третього покоління, а саме Q&P- та D&P-сталям і сталям із безкарбідним нанобейнітом. Напрямки подальших досліджень в цій області лежать в адаптації даних технологій до існуючих умов металургійного виробництва.

Таблиця 1

**Хімічний склад і механічні властивості сучасних AHSS сталей**

Сталі	Джерело	Вміст легуючих елементів								$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
		C	Si	Al	Mn	Cr	Ni	Mo	V/Nb			
AHSS сталі першого покоління												
Низьколеговані TRIP-assisted	[38]	0,20	1,50	-	1,8	-	-	-	-	988	-	21,5
	[39]	0,27	1,38	-	1,88	-	-	-	-	860	-	38,0
AHSS сталі другого покоління												
Високомарганцеві TRIP/TWIP	[40]	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	[11]	0,15	1,50	3,00	6,0	-	-	-	-	929	-	37,0
		0,30	1,50	3,00	6,0	-	-	-	-	1131	-	58,0
Нанобейнітні	[41]	0,58	1,79	-	1,95	1,30	-	0,67	0,09V	2050	1340	13,0
	[17]	0,98	2,90	-	0,77	0,45	0,16	-	-	2287	1704	7,4
Q&P	[23]	0,22	0,41	1,46	1,85	-	-	-	-	882	399	24,4
	[30]	0,41	1,27	-	1,30	0,56	1,01	-	-	2468	1550	11,6
	[31]	0,60	2,00	-	0,60	1,30	-	-	-	2438	-	14,0
	[29]	0,56	2,50	-	1,70	0,50	-	0,21	0,12V/ 0,05 Nb	2374	1978	9,0
D&P	[35]	0,47	-	2,00	10,0	-	-	-	0,7V	-	2210	16,0

**Висновки.**

1. Сучасні технології виробництва високоміцних конструкційних сталей передбачають використання деформаційного мартенситного перетворення залишкового аустеніту, що дозволяє реалізувати приховані резерви металу, досягаючи необхідного рівня механічних властивостей при меншому легуванні сталі.

2. До сучасних технологічних схем термічної обробки AHSS сталей третього покоління відносяться: ART-обробка сталей із середнім вмістом марганцю, ізотермічне гартування наноструктурованих сталей з безкарбідним бейнітом, Q&P-обробка і D&P-обробка. Ці технології дозволяють формувати в сталях багатофазну структуру, що включає (в різних комбінаціях і співвідношеннях) ферит, безкарбідний бейніт, мартенсит різного ступеня відпуску і метастабільний залишковий аустеніт. При деформації залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит, при цьому протікання TRIP-ефекту супроводжується підвищенням міцності і пластичності сталі.

3. Технології термічної обробки AHSS сталей третього покоління забезпечують прийнятне поєднання механічних властивостей і вартості, що робить їх економічно привабливими в порівнянні з AHSS сталями другого покоління. Широкому промислового використанню даних технологій перешкоджає ряд технологічних складнощів, подолання яких є важливою науково-технічною задачею.

**Список використаних джерел**

1. Lesch C., Kwiaton N., Klose F. B. Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications— tailored properties by smart microstructural adjustments. *Steel Research International*. 2017. № 88(10). P.1700210.
2. Xiong Z. P., Ren X. P., Bao W. P., Li S. X., Qu H. T. Dynamic mechanical properties of the Fe–30Mn–3Si–4Al TWIP steel after different heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2011. № 530. P. 426–431.
3. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: a review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. № 795. P. 140023.
4. Caballero F. G., Miller M. K., Babu S. S., Garcia-Mateo C. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. *Acta Materialia*. 2007. № 55. P. 381–390.
5. Bhadeshia H. K. D. H., Edmonds D. V. The bainite transformation in a silicon steel. *Metall Trans A*. 1979. № 10A. P. 895–907.
6. Bleck W., Guo X., Ma Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. *Steel Research International*. 2017. № 88(10). P. 1700218.
7. Lee Y. K., Han J. Current opinion in medium manganese steel. *Materials Science and Technology*. 2015. № 31(7). P. 843–856.
8. Kusakin P., Belyakov A., Kaibyshev R., Molodov D. Ultrafine-grained structure and mechanical properties of a high-Mn twinning induced plasticity steel. *Materials Science Forum*. 2016. № 838. P. 392–397.
9. Kang S., Speer J. G., Krizan D., Matlock D. K., De Moor E. Prediction of tensile properties of intercritically annealed Al-containing 0.19 C–4.5 Mn (wt%) TRIP steels. *Materials & Design*. 2016. № 97. P. 138–146.
10. Cai M., Li Z., Chao Q., Hodgson P. D. A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. № 45(12). P. 5624–5634.
11. Lee S., Lee K., De Cooman B. C. Observation of the TWIP+ TRIP plasticity-enhancement mechanism in Al-added 6 wt pct medium Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015. № 46(6). P. 2356–2363.
12. Ma Y., Song W., Zhou S., Schwedt A., Bleck W. Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel. *Metals*. 2018. № 8(5). P. 357.
13. Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H., Mawella K. J. A., Jones D. G., Brown P. Very strong low temperature bainite. *Material Science and Technology*. 2002. № 18. P. 279–284.
14. Bhadeshia H. K. D. H. Bainite in steels: theory and practice. CRC Press, 2015. 616 p.



15. Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G., Wu K.M., Azarkhov A.Yu., Chabak Yu.G., Greshta V.L., Isayev O.B., Pomazkov M.V. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2019. № 745. P. 307–318.
16. Singh S. B., Bhadeshia H. K. D. H. Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. *Materials Science and Engineering: A*. 1998. № 245 (1). P. 72-79.
17. Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Sourmail T., Kuntz M., Cornide J., Smanio V., Elvira R. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. *Materials Science and Engineering: A*. 2012. № 549. P. 185–192.
18. Xiong X. C., Chen B., Huang M. X., Wang J. F., Wang L. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Materialia*. 2013. № 68(5). P. 321–324.
19. Marcisz J. Garbarz B. Walnik B. Correlation of mechanical properties and resistance to perforation of armour elements made of nanostructured bainitic steel. *Journal of Metallic Materials*. 2019, № 71(2). P. 14–22.
20. Hesse O., Liefeth J., Kunert M., Kapustyan A., Brykov M., Efremenko V. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß (Bainite in Steels with High Resistance to Abrasive Wear). *Tribologie und Schmierungstechnik*. 2016. № 63 (2). P. 5–13.
21. Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H. Acceleration of low temperature bainite. *ISIJ International*. 2003. № 43. P. 1821–1825.
22. Speer J. G., Matlock D. K., De Cooman B. C., Schroth J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003. № 51(9). P. 2611–2622.
23. Maheswari N., Chowdhury S. G., Kumar K. H., Sankaran S. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels. *Materials Science & Engineering A*. 2014. № 600. P. 12–20.
24. Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N., Andrushchenko M.I., Kulikovskii R.A., Efremenko A.V. Principles for developing grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys. *Journal of Friction and Wear*. 2012. № 33(1). P. 39–46.
25. Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N., Andrushchenko M.I., Kulikovskii R.A., Efremenko A.V. Principles of Development of Grinding Media with Increased Wear Resistance. Part 2. Optimization of Steel Composition to Suit Conditions of Operation of Grinding Media. *Journal of Friction and Wear*. 2012. № 33(2). P. 153–159.
26. Speer J. G., Edmonds D. V., Rizzo F. C., Matlock D. K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004. № 8(3-4). P. 219–237.
27. Seo E. J., Cho E. J., DeCooman B. C. Application of quenching and partitioning processing to medium Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015. № 46 (1). P. 27–31.
28. Efremenko V.G., Zurnadzhi V.I., Chabak Y.G., Tsvetkova O.V., Dzherenova A.V. Application of the Q-n-P-Treatment for Increasing the Wear Resistance of Low-Alloy Steel with 0.75% C. *Material Science*. 2017. № 53. P. 67–75.
29. Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G., Wu K.M., Petryshynets I., Shimizu K., Zusin A.M., Brykov M.N., Andilakhai V.A. 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. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. № 791. P. 139721.
30. Li H. Y., Lu X. W., Li W. J., Jin X. J. Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010. № 41(5). P. 1284–1300.
31. Kučerová L., Jirkova H., Mašek B. The effect of alloying on mechanical properties of advanced high strength steels. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2014. № 59(3). P. 1189–1192.
32. Huang X., Liu W., Huang Y., Chen H., Huang W. Effect of a quenching–long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C% bainitic steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. № 222. P. 181–187.

33. Gui X., Gao G., Guo H., Zhao F., Tan Z., Bai B. Effect of bainitic transformation during BQ&P process on the mechanical properties in an ultrahigh strength Mn-Si-Cr-C steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017. № 684. P. 598–605.
34. Zurnadzhy V. I., Efremenko V. G., Wu K. M., Azarkhov A. Yu., Chabak Yu. G., Greshtha V. L., Isayev O. B., Pomazkov M. V. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2019. № 745. P. 307–318.
35. He B. B., Hu B., Yen H. W., Cheng G. J., Wang Z. K., Luo H. W., Huang M. X. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels. *Science*. 2017. № 357(6355). – P. 1029–1032.
36. Liu L., He B., Huang M. Processing–Microstructure Relation of Deformed and Partitioned (D&P) Steels. *Metals*. 2019. № 9(6). P. 695.
37. Huang M. X., He B. B. Alloy design by dislocation engineering. *Journal of Materials Science & Technology*. 2018. № 34(3). P. 417–420.
38. Xu D., Li J., Meng Q., Liu Y., Li P. Effect of heating rate on microstructure and mechanical properties of TRIP-aided multiphase steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. № 614. P. 94–101.
39. Lee K. Y. Tensile properties of different chemical compositions for TRIP-assisted multiphase steel for automobile structures. *International Journal of Automotive Technology*. 2008. № 9(1). P. 87–93.
40. Frommeyer G., Brück U., Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ international*. 2003. № 43.3. P. 438–446.
41. Burian W., Marcisz J., Garbarz B., Starczewski L. Nanostructured bainite-austenite steel for armours construction. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2014. № 59(3). P. 1211–1216.