

**ВПЛИВ Q&P-ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ  
ВЛАСТИВОСТІ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ TRIP-ASSISTED СТАЛІ**

В статті розглянуто вплив термічної обробки за технологією «Quenching-and-Partitioning» (Q&P) на фазово-структурний стан та механічні властивості низьколегованої TRIP-assisted сталі 20С2Г2Б. Встановлено, що Q&P-обробка із аустенітизацією у межкритичному інтервалі (МКІ) температур із гартувальним охолодженням до 200 °С і наступною витримкою при 350-400 °С впродовж 5-20 хв істотно підвищує пластичність в порівнянні зі стандартною термічною обробкою низьковуглецевих TRIP-assisted сталей. Q&P-термообробка з аустенітизацією в однофазному інтервалі температур із гартувальним охолодженням до 235 °С і наступною витримкою при 350-400 °С впродовж 5-20 хв забезпечує зростання показників міцності та ударної в'язкості сталі. Найбільш високий комплекс механічних властивостей (PSE  $\approx$  20 ГПа %) забезпечується МКІ/Q&P обробкою з витримкою при 400 °С впродовж 5 хв та 20 хв. Поліпшення механічних властивостей пов'язується із формуванням багатофазної мікроструктури, яка містить підвищену кількість залишкового аустеніту, та зі здатністю аустеніту до прояву TRIP-ефекту.

**Ключові слова:** TRIP-ефект, Q&P-обробка, ферит, мартенсит, аустеніт, міцність, пластичність, ударна в'язкість.

**R.O. Kussa. Effect of Q&P treatment on microstructure and mechanical properties of low-carbon TRIP-assisted steel.** The article describes the effect of heat treatment according the «Quenching and Partitioning» (Q&P) technology on the phase-structural status and mechanical properties of low-alloy 20Si2Mn2Nb steel. It is found that the standard heat treatment which is an isothermal annealing at 300 °C (holding for 20 min) after heating in intercritical temperature range (ITR) provides a moderate complex of mechanical properties at low impact toughness. The heat treatment according to the ITR/Q&P scheme (austenitization in intercritical temperature range with a quenching cooling to 200 °C and subsequent holding at 350-400 °C for 5-20 min) significantly increases the ductile behavior of low carbon TRIP-assisted steels compared to its standard heat treatment. The positive effect of ITR/Q&P heat treatment on steel ductility was caused by the presence of high content of ductile ferrite (54,4 vol. %) in the steel structure. Heat treatment according to the FA/Q&P scheme (FA-full austenitization) with quenching cooling to 235 °C and subsequent holding at 350-400 °C for 5-20 minutes provided a considerable increase in the strength properties and impact toughness of steel. High strength level was ensured by the formation of a multiphase structure with a high volume fraction of hard martensite phase. The maximum combination of strength and ductility (PSE  $\approx$  20 GPa-%) was provided by ITR/Q&P treatment conducted according to modes A<sub>770</sub>Q<sub>200</sub>P<sub>400</sub>(5 min) and A<sub>770</sub>Q<sub>200</sub>P<sub>400</sub>(20 min). The improvement in mechanical properties was associated with the formation of multiphase micro-structure which contains an increased amount of retained austenite. It is shown that Q&P treatment with heating in the intercritical temperature range notably improved a steel ability to work-hardening under cold plastic deformation.

**Keywords:** Q&P-treatment, ferrite, martensite, austenite, strength, ductility, impact toughness.

**Постановка проблеми і аналіз відомих публікацій.** В даний час в автомобілебудівній галузі чітко простежується тенденція зниження маси авто, в тому числі за рахунок зниження

\* аспірант, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

металоємності кузова [1]. 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 [2]. Одним з найбільш перспективних для широкого промислового застосування класів високоміцних сталей є низьковуглецеві TRIP-assisted сталі, високий комплекс властивостей яких досягається шляхом реалізації деформаційного мартенситного перетворення (ДМП) залишкового аустеніту при виробництві або експлуатації сталевих виробів (так званий TRIP-ефект: Transformation Induced Plasticity – пластичність, наведена перетворенням) [3]. Перетворення метастабільного аустеніту є ефективним шляхом покращення комплексу механічних, трибологічних, технологічних та експлуатаційних властивостей сталей та чавунів [4-10].

Технологія виробництва таких сталей ґрунтується на концепції, запропонованій Matsumura в 80-х роках минулого століття [11], яка активно розвивається в даний час. Легування TRIP-assisted сталей є економічним, і в той же час воно спрямоване на пригнічення формування цементитних карбідів шляхом введення до складу 1-2% кремнію та/або алюмінію [12]. В результаті термічної обробки (загартування з міжкритичного інтервалу температур (МКІ) та подальшої ізотермічної витримки в бейнітному інтервалі) формується мікроструктура, що складається з 40-60% фериту, бейніту і підвищеної об'ємної частки залишкового аустеніту, схильного до ДМП [12]. Разом з тим, з огляду на високий вміст фериту міцність таких сталей, як правило, обмежена  $\approx 1000$  МПа [13].

Підвищення міцності подібних сталей можливо вирішити застосуванням інноваційної технології термічної обробки під назвою «Quenching and Partitioning» (скорочено Q&P), запропонованої Speer в 2003 році [14, 15]. Q&P-обробка проводиться в кілька етапів. Після аустенітизації (А) сталь охолоджують до температури «Quenching» (Q), яка знаходиться між точками  $M_S$  і  $M_F$ , для отримання в структурі певної кількості міцного мартенситу. Після цього сталь витримують при температурі «Partitioning» (P), яка, як правило, знаходиться вище точки  $M_S$ . Під час витримки відбувається дифузійний перерозподіл вуглецю між мартенситом і аустенітом, із збагаченням останнього, який стає стабільним до мартенситного перетворення. Якщо витримка на стадії «P» була досить довгою, переохолоджений аустеніт може частково або повністю перетворитися в бейніт [16]. Термічна обробка закінчується охолодженням до кімнатної температури, приводячи до формування багатофазного стану з високою об'ємною часткою мартенситу різного ступеня відпуску і підвищеною кількістю метастабільного аустеніту. Дана мікроструктура забезпечує підвищені (щодо стандартної технології обробки TRIP-assisted сталей) властивості міцності при збереженні високої пластичності. Вплив параметрів Q&P-обробки на мікроструктуру і механічні властивості низьковуглецевої TRIP-assisted сталі вимагає додаткового дослідження, що є предметом даної статті.

**Метою роботи** було дослідження впливу термічної обробки за технологією «Quenching and Partitioning» на фазово-структурний стан і механічні властивості низьковуглецевої ( $\sim 0,2\%$  C) TRIP-assisted сталі.

**Методика досліджень.** В якості матеріалу використали низьколеговану конструкційну сталь лабораторної виплавки умовної марки 20C2Г2Б хімічного складу: 0,18% C; 1,50% Si; 1,80% Mn; 0,055% Nb; 0,01% S; 0,01% P. Сталь виплавили в 60-кг індукційній печі та розлили в зливки діаметром 50 мм, які кували, а потім прокатували в смугу товщиною 15 мм. Після відпалу при 900°C зі смуги виготовили зразки для подальших досліджень. Критичні точки  $A_1$ ,  $A_3$  і  $M_S$ , а також фазовий склад під час нагрівання в МКІ для даної сталі визначали моделюванням за допомогою комп'ютерної програми JMatPro. Згідно з отриманою моделлю, положення точок  $A_1$  і  $A_3$  становило 850°C і 716°C відповідно. Температура початку мартенситного перетворення в разі повної аустенітизації становила 377°C, а при нагріванні до 770°C вона знизилася до 272°C в зв'язку зі збагаченням аустеніту вуглецем при витримці в МКІ (при 770°C об'ємна частка фериту в сталі 20C2Г2Б становила 54,4%, що відповідає вимогам, які пред'являють до класичної структури TRIP-assisted сталі).

Спираючись на отримані дані, а також використовуючи методику розрахунку оптимальної температури переривання гартувального охолодження за концепцією «Constrained Carbon Para-Equilibrium» [14, 15], були обрані параметри режиму Q&P-обробки. При обробці за режи-

мом МКІ/Q&P (рис. 1, а) зразки нагрівали до 770°C (10 хв), потім охолоджували в рідкому сплаві Вуда з температурою 200°C (1 хв) (стадія Quenching), а далі витримували при 350°C (400°C) впродовж 5-20 хв (стадія Partitioning), після чого слідувало охолодження на повітрі. Обробка за режимом ПА/Q&P (рис. 1, б) відрізнялася повною аустенізацією (ПА), яку провели при 900°C (10 хв), і гартувальним охолодженням до 235°C. Третю (порівняльну) групу зразків піддали класичній для низьковуглецевих TRIP-assisted сталей ізотермічній обробці (ІЗО) в бейнітному інтервалі температур: нагрів в МКІ (770°C, 10 хв), перенос у ванну сплаву ПОС-61 для витримки при 300°C впродовж 20 хв та остаточне охолодження на повітрі (режим ІЗО).

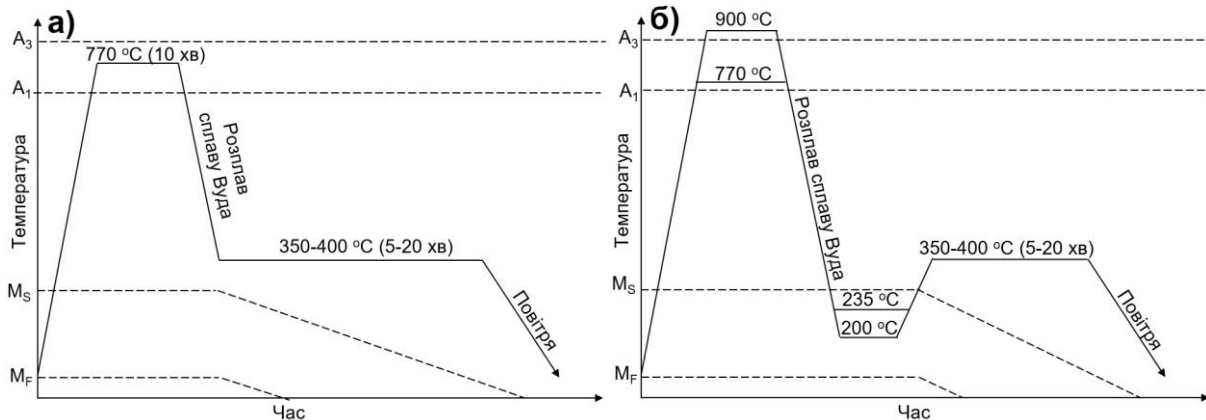


Рис. 1 – Графіки термічної обробки сталі 20C2Г2Б за схемами: а – ІЗО; б – Q&P

Випробування на розтяг проводили на універсальній сервоприводній машині UIT STM 100S згідно ГОСТ 1497-84 на зразках з діаметром 5 мм. Випробування на ударний вигин виконували згідно ГОСТ 9454-78 на зразках розміром 7×10×55мм з V-подібним надрізом при кімнатній температурі. Твердість заміряли за методом Роквелла (шкала С). Мікроструктуру досліджували за допомогою оптичного мікроскопа Axiovert 40 MAT.

**Виклад основного матеріалу.** Термічна обробка за схемою ІЗО привела до формування в сталі 20C2Г2Б ферито-бейнітної мікроструктури (рис. 2, а). Бейнітна структурна складова чітко ідентифікується по пакетам паралельно розташованих рейок  $\alpha$ -фази (показано стрілкою на рис. 2, а), характерних для бейніту низьковуглецевих сталей [17].

Після проведення МКІ/Q&P обробки (рис. 2, б-г) в сталі значно зменшився розмір структурних складових у порівнянні з ІЗО. Це пояснюється формуванням мартенситу на стадії Quenching, рейки якого дроблять вихідне зерно аустеніту на окремі «субзерна» [18], в результаті чого розмір бейнітних рейок, що виникають на пізнішій стадії термічної обробки, визначається розмірами отриманих «субзерен». При зростанні витримки на стадіях Partitioning (рис. 2, в, г) структура стає більш контрастною, що може бути пов'язано з виділенням цементитних карбідів всередині рейок  $\alpha$ -фази, що посилює розтравленість сталі. Формування карбідів могло відбуватися як при відпуску (розпаді) мартенситу гартування, отриманого на стадії Quenching, так і в ході бейнітного перетворення аустеніту. ПА/Q&P-обробка за режимом  $A_{900}Q_{235}P_{350}$  (5 хв) (рис. 2, д) привела до формування дрібнозернистої мартенситно-бейнітної структури за повної відсутності фериту. Збільшення часу витримки до 20 хв (рис. 2, е) не викликало якісних змін мікроструктури, які могли б бути зафіксовані при використаному збільшенні (1000 разів).

Після термічної обробки зразки були піддані механічним випробуванням на розтягнення і ударний вигин. Як випливає з рис. 3, сталь 20C2Г2Б після ізотермічної обробки має досить високу міцність ( $\sigma_b = 1009$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 660$  МПа) при середній пластичності ( $\delta = 13,5\%$ ) і вкрай низькій для низьковуглецевих сталей ударній в'язкості (8 Дж/см<sup>2</sup>). Така низька ударна в'язкість пояснюється насиченням аустеніту вуглецем при витримці в міжкритичному інтервалі температур. В процесі ізотермічної витримки високовуглецевий аустеніт розпадається з виділенням карбідів по межах зерен, або, будучи стабільним до бейнітного перетворення, перетворюється в високовуглецевий мартенсит при охолодженні (обидва чинники викликають окрихчення сталі).



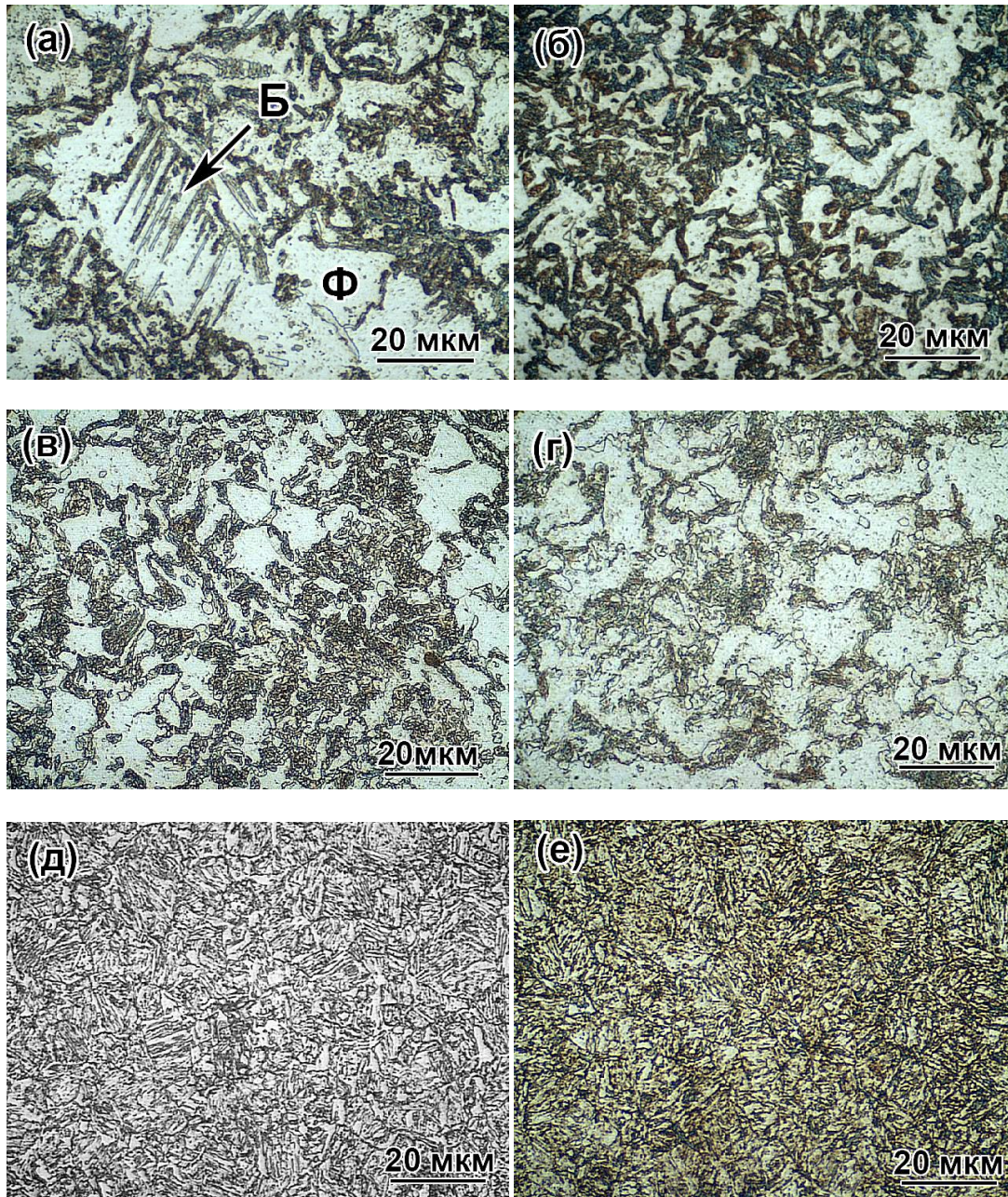


Рис. 2 – Мікроструктура сталі 20Г2С2Б після обробки за режимами: а – ІЗО; б –  $A_{770}Q_{200}P_{350}$  (5 хв); в –  $A_{770}Q_{200}P_{350}$  (20 хв); г –  $A_{770}Q_{200}P_{400}$  (20 хв); д –  $A_{900}Q_{235}P_{350}$  (5 хв); е –  $A_{900}Q_{235}P_{350}$  (20 хв)

МКІ/Q&P-обробка забезпечила істотне зростання пластичності сталі (до 23,2%) при незначному зниженні рівня міцності (максимально на 15%) відносно ІЗО-обробки. При збільшенні температури і часу витримки межа міцності незначно знижується при збереженні (або незначному підвищенні) межі плинності. Мінімальні (для схеми МКІ/Q&P) значення відносного подовження (9,4%) були отримані обробкою з малою витримкою на стадії Partitioning ( $A_{770}Q_{200}P_{350}$  (5 хв)). Зі зростанням температури і тривалості Partitioning пластичність зростала, досягаючи максимуму (23,2%) при  $\sigma_b = 873$  МПа ( $P = 400^\circ\text{C}$ , 20 хв). Характер зміни ударної в'язкості відповідав зміні пластичності сталі: в цілому, значення  $KCV_{20^\circ\text{C}}$  зразків, оброблених за схемою МКІ/Q&P, були в 1,13-4,5 рази вище, ніж у зразків ІЗО. Це пояснюється подрібненням мікроструктурних компонентів сталі, що, як відомо, безпосередньо впливає на ударну в'язкість, а також, імовірно, – збільшенням частки залишкового аустеніту внаслідок збагачення останнього вуглецем на стадії Partitioning [19, 20].



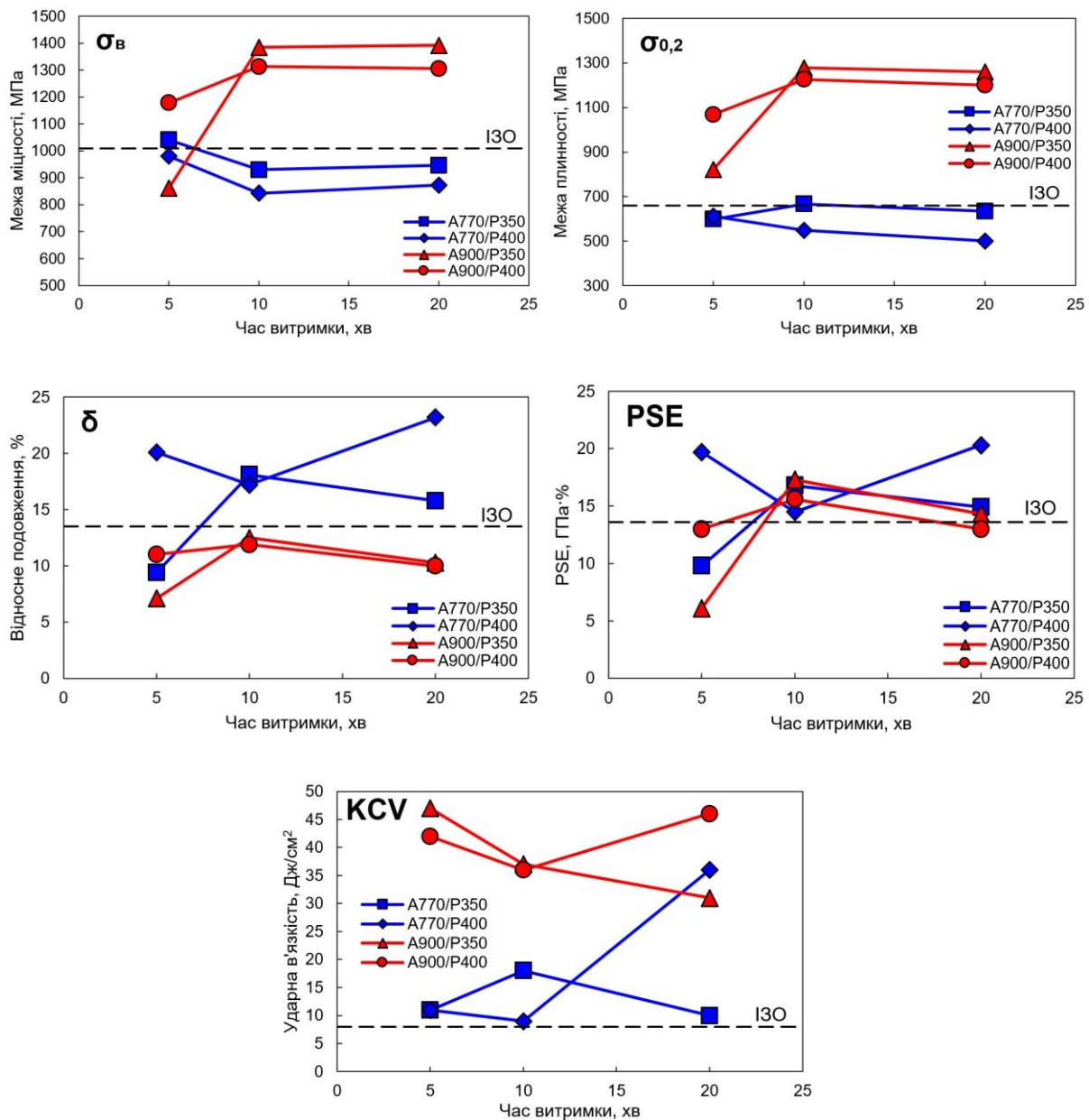


Рис. 3 – Механічні властивості сталі 20С2Г2Б після термічної обробки

Зразки, оброблені за схемою ПА/Q&P, продемонстрували в порівнянні з ІЗО-зразками більш високий рівень межі міцності (1178-1392 МПа) і межі плинності (1069-1277 МПа) при зниженні відносного подовження до 10-12,5%. Максимальну (для схеми ПА/Q&P) міцність ( $\sigma_b = 1392$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1259$  МПа) при подовженні 10,3% мали зразки, оброблені за режимом  $A_{900}Q_{235}P_{350}$  (20 хв). Зростання характеристик міцності в разі обробки за схемою ПА/Q&P пояснюється виключенням пластичної феритної фази з мікроструктури сталі. При цьому досягнення досить високого відносного подовження обумовлено формуванням низьковуглецевого мартенситу та бейніту, а також підвищеною часткою залишкового аустеніту. Цим також можна пояснити і збільшення ударної в'язкості в 3,9-5,9 разів в порівнянні з ІЗО-обробкою.

Комплекс механічних властивостей оцінювали за допомогою параметра PSE (Product of Strength and Elongation), який обчислюється множенням межі міцності на відносне подовження сталі [21]. Максимальні значення параметра PSE (19,7 ГПа·% і 20,3 ГПа·%) були зафіксовані при реалізації МКІ/Q&P схеми, а конкретно – режимів  $A_{770}Q_{200}P_{400}$  (5 хв) і  $A_{770}Q_{200}P_{400}$  (20 хв), відповідно. Високий комплекс механічних властивостей в даному випадку обумовлений формуванням композиційної мікроструктури, що складається з міцних рейок  $\alpha$ -фази, що виконують

армуючу функцію, і в'язких прошарків фериту і аустеніту (останній імовірно проявляє TRIP-ефект при деформації).

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 оцінювали різницею між межею міцності і межею плинності, а також відношенням  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ . З даних, представлених на рис. 4, випливає, що за ступенем схильності до зміцнення МКІ/Q&P-зразки значно перевершують ПА/Q&P-зразки ( $\Delta\sigma = 263\text{-}442$  МПа і  $40\text{-}133$  МПа, відповідно). 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  $\sigma_B$ ), а, з іншого боку, виявляють здібність до деформаційного зміцнення при пластичній деформації. У разі МКІ/Q&P-обробки максимальну здатність до зміцнення мають зразки, які обробляли із невеликими витримками 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 зростанням межі міцності сталі. Зі збільшенням часу витримки на стадії Partitioning здатність сталі до зміцнення знижується, що пояснюється зменшенням частки залишкового аустеніту в міру розвитку бейнитного перетворення. На фінальних етапах витримки здатність до зміцнення сталі знову підвищується. Незважаючи на зменшення кількості залишкового аустеніту, його стабільність до ДМП зростає внаслідок насичення вуглецем в ході бейнитної реакції. Такий аустеніт витримує без мартенситного перетворення значну пластичну деформацію, яка доходить до стадії множинного ковзання дислокацій, що супроводжується максимальним деформаційним зміцненням металу [22].

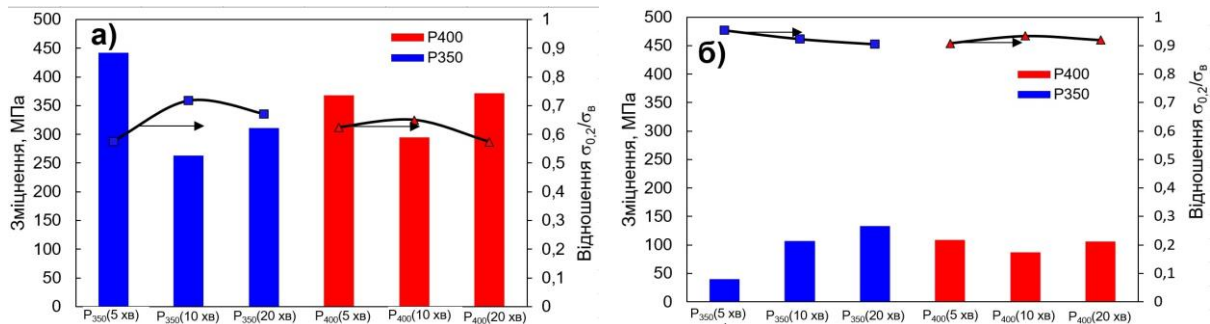


Рис. 4 – Здатність сталі 20C2Г2Б до деформаційного зміцнення після термічної обробки за схемами: а – МКІ/Q&P; б – ПА/Q&P

Представлені вище результати показують перспективність використання Q&P-обробки для підвищення комплексу механічних властивостей низьковуглецевої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б в порівнянні зі стандартною схемою їх термічної обробки. Це забезпечується формуванням гетерогенної мікроструктури, що складається з мартенситу, нижнього бейніту, фериту (при обробці з МКІ) і залишкового аустеніту.

За рівнем властивостей Q&P-оброблена сталь 20C2Г2Б повністю відповідає вимогам, що пред'являються до високоміцних AHSS сталей (Advanced High Strength Steel) першого покоління [23]. МКІ/Q&P-обробка актуальна до застосування в автомобілебудівній галузі при виробництві деталей з підвищеними вимогами до пластичності і здатності до штампування (наприклад, лицьових елементів кузова автомобіля). ПА/Q&P-обробка, в свою чергу, представляє інтерес при виробництві більш міцних компонентів автомобіля з підвищеними вимогами до ударної в'язкості (наприклад, елементи шасі і кріплення бампера).

Напрямок подальших досліджень в даній області є дослідження особливостей фазових перетворень при пластичній деформації і деформаційного зміцнення Q&P-оброблених зразків TRIP-assisted сталі шляхом електронно-мікроскопічного вивчення її тонкої структури.

Робота виконана в рамках проекту (0120U102087), що фінансується Міністерством освіти і науки України.

**Висновки**

1. В роботі досліджено вплив схеми термічної обробки (ізотермічної обробки з МКІ, Q&P-обробки з МКІ або однофазної аустенітної області) на мікроструктуру і механічні властивості економнолегованої TRIP-assisted сталі 20C2Г2Б. Встановлено, що застосування термічної обробки за схемою ІЗО (нагрів в МКІ з подальшою ізотермічною витримкою при 300°C, 20 хв) забезпечує сталі помірний комплекс механічних властивостей ( $\sigma_b = 1009$  МПа,  $\delta = 13,5\%$ , PSE = 13,5 ГПа·%) при низькій ударній в'язкості (KCV = 8 Дж/см<sup>2</sup>).

2. Термічна обробка за схемою «Quenching-and-Partitioning» з аустенітизації в МКІ призвела до істотного збільшення відносного подовження (до 23,2%) і ударної в'язкості (9-36 Дж/см<sup>2</sup>) при збереженні досить високої міцності ( $\sigma_b = 873$  МПа), що забезпечило найвищий рівень показника PSE (20,3 ГПа·%).

3. Q&P-обробка з нагрівом в однофазну область температур забезпечила сталі 20C2Г2Б різкий приріст міцності ( $\sigma_b$  – до 1392 МПа) при помірній пластичності ( $\delta = 7,1-12,5\%$ ) і максимальній ударній в'язкості (KCV = 31-47 Дж/см<sup>2</sup>), що дозволяє використовувати сталь 20C2Г2Б при виробництві навантажених деталей, які зазнають ударні навантаження.

4. Встановлено, що термічна обробка за схемою МКІ/Q&P забезпечує сталі 20C2Г2Б високу здатність до зміцнення при холодній пластичній деформації, що є важливим для забезпечення високоміцного стану штампованих металовиробів.

**Перелік використаних джерел:**

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. – № 88 (10). – P. 1700210. – Mode of access: <https://doi.org/10.1002/srin.201700210>.
2. Современные конструкционные стали с TRIP-эффектом / В.И. Зурнаджи [и др.] // Наука и прогресс транспорта. Вестник Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта. – 2020. – № 5 (89). – С. 80-92. – Mode of access: <https://doi.org/10.15802/stp2020>.
3. Bhadeshia H.K.D.H. TRIP-assisted steels? / H.K.D.H. Bhadeshia // ISIJ international. – 2002. – № 42 (9). – Pp. 1059-1060.
4. Mechanical properties of carbide-free lower bainite in complex-alloyed constructional steel: Effect of bainitizing treatment parameters / V.I. Zurnadzyh [etc.] // Kovove Mater. – 2020. – № 58. – Pp. 129-140. – Mode of access: [https://doi.org/10.4149/km\\_2020\\_2\\_129](https://doi.org/10.4149/km_2020_2_129).
5. Three-body abrasive wear behaviour of metastable spheroidal carbide cast irons with different chromium contents / V. Efremenko [etc.] // International Journal of Materials Research. – 2018. – № 109 (2). – Pp. 147-156. – Mode of access: <https://doi.org/10.3139/146.111583>.
6. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß (Bainite in Steels with High Resistance to Abrasive Wear) / O. Hesse [etc.] // Tribologie und Schmierungstechnik. – 2016. – № 63 (2). – Pp. 5-13.
7. Chabak Yu.G. Change of Secondary-Carbides' Nanostate in 14.5% Cr Cast Iron at High-Temperature Heating / Yu.G. Chabak, V.G. Efremenko // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2012. – № 34. – P. 1205-1220.
8. Malinov L.S. Influence of isothermal quenching modes on the wear resistance of high-strength cast iron / L.S. Malinov, D.V. Burova, V.D. Gomanyuk, D.S. Semenov // Journal of Friction and Wear. – 2020. – № 41. – Pp. 129-133. – Mode of access: <https://doi.org/10.3103/S1068366620020087>.
9. Cheiliakh O.P. Implementation of physical effects in the operation of smart materials to form their properties / O.P. Cheiliakh, Ya.O. Cheiliakh // Progress in Physics of Metals. – 2020. – Vol. 21. – № 3. – Pp. 363-463. – Mode of access: <https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.363>.
10. Malinov L.S. Impact of metastable austenite on the wear resistance of tool steel / L.S. Malinov, V.L. Malinov, D.V. Burova // Journal of Friction and Wear. – 2018. – № 39 (4). – Pp. 349-353. – Mode of access: <https://doi.org/10.3103/S1068366618040098>.
11. 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. – № 21 (10). – Pp. 1301-1306.
12. Bleck W. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels / W. Bleck, X. Guo,

- Y. Ma // *Steel Research International*. – 2017. – № 88 (10). – Pp. 1-10. – Mode of access: <https://doi.org/10.1002/srin.201700218>.
13. Austenite Transformation Behavior and Mechanical Properties of Constructional V, Nb-Alloyed TRIP-Assisted Steel / R. Kussa [etc.] // *Key Engineering Materials*. – 2020. – № 864. – Pp. 241-249. – Mode of access: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.864.241>.
  14. Speer J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J.G. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman, J.G. Schroth // *Acta Materialia*. – 2003. – № 51 (9). – Pp. 2611-2622.
  15. Speer J.G. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J.G. Speer, D.V. Edmonds, F.C. Rizzo, D.K. Matlock // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – № 8 (3-4). – Pp. 219-237.
  16. Correlation of isothermal bainite transformation and austenite stability in quenching and partitioning steels / S. Chen [etc.] // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2017. – № 24 (11). – Pp. 1095-1103. – Mode of access: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(17\)30159-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(17)30159-0).
  17. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels: theory and practice* / H.K.D.H. Bhadeshia. – CRC Press, 2015. – 616 p.
  18. Microstructure evolution and mechanical behavior of a novel hot-galvanized Q&P steel subjected to high-temperature short-time overaging treatment / Y. Wang [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – № 789. – Pp. 139665. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139665>.
  19. Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel / V.I. Zurnadzy [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – № 745. – Pp. 307-318. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.106>.
  20. Tailoring strength/ductility combination in 2.5 wt% Si-alloyed middle carbon steel produced by the two-step QP treatment with a prolonged partitioning stage / V.I. Zurnadzy [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – № 791. – Pp. 139721. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139721>.
  21. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching-partitioning-tempering process / S. Zhou [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – № 528. – Pp. 8006-8012. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.008>.
  22. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золотаревский. – М. : МИСИС, 1998. – 400 с.
  23. 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. – № 85. – Pp. 149-155. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.147>.

#### References:

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, no. 88 (10), pp. 1700210. doi: 10.1002/srin.201700210.
2. Zurnadzy V.I., Voloshin V.S., Kussa R.A., Efremenko V.G., Dzherenova A.V., Tsvetkova O.V. Sovremennye konstrukcionnye stali s TRIP-jeffektom [Modern structural steels with TRIP-effect]. *Nauka i progress transporta. Vestnik Dnepropetrovskogo nacional'nogo universiteta zheleznodorozhnogo transporta – Science and Transport Progress. Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport*, 2020, no. 5 (89), pp. 80-92. doi: 10.15802/stp2020.
3. Bhadeshia H.K.D.H. TRIP-assisted steels? *ISIJ international*, 2002, no. 42 (9), pp. 1059-1060.
4. Zurnadzy V.I., Efremenko V.G., Petryshynets I., Shimizu K., Brykov M.N., Kushchenko I.V., Kudin V.V. Mechanical properties of carbide-free lower bainite in complex-alloyed constructional steel: Effect of bainitizing treatment parameters. *Kovove Mater*, 2020, no. 58, pp. 129-140. doi: 10.4149/km\_2020\_2\_129.
5. Efremenko V., Shimizu K., Pastukhova T., Chabak Yu., Brykov M., Kusumoto K., Efremenko A. Three-body abrasive wear behaviour of metastable spheroidal carbide cast irons with different chromium contents. *International Journal of Materials Research*, 2018, no. 109 (2), pp. 147-156. doi: 10.3139/146.111583.
6. Hesse O., Liefeth J., Kunert M., Kapustyan A., Brykov M.N., Efremenko V.G. Bainite in stählen



- mit hohem Widerstand gegen abrasivverschleiss (Bainite in steels with high resistance to abrasive wear). *Tribologie und Schmierungstechnik*, 2016, no. 63 (2), pp. 5-13.
7. Chabak Yu.G., Efremenko V.G. Change of secondary-carbides' nanostate in 14.5% Cr cast iron at high-temperature heating. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 2012, no. 34, pp. 1205-1220.
  8. Malinov L.S., Burova D.V., Gomanyuk V.D., Semenov D.S. Influence of isothermal quenching modes on the wear resistance of high-strength cast iron. *Journal of Friction and Wear*, 2020, no. 41, pp. 129-133. doi: **10.3103/S1068366620020087**.
  9. Cheiliakh O.P., Cheiliakh Ya.O. Implementation of physical effects in the operation of smart materials to form their properties. *Progress in Physics of Metals*, 2020, vol. 21, no. 3, pp. 363-463. doi: **10.15407/ufm.21.03.363**.
  10. Malinov L.S., Malinov V.L., Burova D.V. Impact of metastable austenite on the wear resistance of tool steel. *Journal of Friction and Wear*, 2018, no. 39 (4), pp. 349-353. doi: **10.3103/S1068366618040098**.
  11. Matsumura O., Sakuma Y., Takechi H. Trip and its kinetic aspects in austempered 0.4 C-1.5 Si-0.8 Mn steel. *Scripta Metallurgica*, 1987, no. 21 (10), pp. 1301-1306.
  12. Bleck W., Guo X., Ma Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. *Steel Research International*, 2017, no. 88 (10), pp. 1-10. doi: **10.1002/srin.201700218**.
  13. Kussa R., Kushchenko I., Andilakhai V., Petryshynets I., Efremenko V., Zurnadzhy V. Austenite transformation behavior and mechanical properties of constructional V, Nb-alloyed TRIP-assisted steel. *Key Engineering Materials*, 2020, no. 864, pp. 241-249. doi: **10.4028/www.scientific.net/KEM.864.241**.
  14. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 2003, no. 51 (9), pp. 2611-2622.
  15. 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, no. 8 (3-4), pp. 219-237.
  16. Chen S., Wang G.Z., Liu C., Wang C.C., Zhao X.M., Xu W. Correlation of isothermal bainite transformation and austenite stability in quenching and partitioning steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2017, no. 24 (11), pp. 1095-1103. doi: **10.1016/S1006-706X(17)30159-0**.
  17. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels: theory and practice*. CRC Press, 2015. 616 p.
  18. Wang Y., Xu Y., Liu R., Peng F., Gu X., Zhang T., Hou X., Sun, W. Microstructure evolution and mechanical behavior of a novel hot-galvanized Q&P steel subjected to high-temperature short-time overaging treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, no. 789, pp. 139665. doi: **10.1016/j.msea.2020.139665**.
  19. Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G., Wu K.M., Azarkhov A.Y., Chabak Y.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, no. 745, pp. 307-318. doi: **10.1016/j.msea.2018.12.106**.
  20. 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 QP treatment with a prolonged partitioning stage. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, no. 791, pp. 139721. doi: **10.1016/j.msea.2020.139721**.
  21. Zhou S., Zhang K., Wang Y., Gu J.F., Rong Y.H. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching-partitioning-tempering process. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, no. 528, pp. 8006-8012. doi: **10.1016/j.msea.2011.07.008**.
  22. Zolotarevskij V.S. *Mehanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow: MISIS Publ., 1998. 400 p.
  23. Bhargava M., Tewari A., Mishra S.K. Forming limit diagram of advanced high strength steels (AHSS) based on strain-path diagram. *Materials & Design*, 2015, no. 85, pp. 149-155. doi: **10.1016/j.matdes.2015.06.147**.

Рецензент: С.Л. Макуров  
д-р техн. наук, проф., ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 28.04.2021