

PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.F-, 62.20.M-, 81.30.Bx, 81.40.Ef, 81.70.Bt

Вплив швидкісного термозміцнення на бронестійкість високоміцного сталевого прокату захисного призначення

Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревська, Р. В. Тельович,
В. І. Бондарчук, В. А. Голуб*, С. Г. Седов*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Національний університет оборони України імені Івана Черняховського,
просп. Повітрофлотський, 28,
03049 Київ, Україна*

Досліджено вплив додаткового термозміцнення з використанням швидкісного нагріву у разі аустенітизації на бронестійкість високоміцного листового прокату захисного призначення, виготовленого із середньолегованої сталі. Встановлено, що швидкісна термічна обробка гартуванням та невисоким відпуском плит із листа прокату товщиною 6 мм, збільшуючи його пластичність, залишає незмінним 4 клас бронестійкості. Крім можливого успадкування деформаційної субструктури, приріст пластичності після швидкісної термічної обробки зі збереженням міцності зумовлений значним подрібненням зеренної структури сталі.

Ключові слова: високоміцна сталь, листовий прокат, швидкісне термозміцнення, аустенітизація, пластичність, балістичні випробування, бронестійкість.

The influence of additional heat hardening with the use of fast heating dur-

Corresponding author: Julian Andriyovych Garasym
E-mail: garasym@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**The National Defence University of Ukraine named after Ivan Chernyakhovskiy,
28 Povitroflotskyi Ave., UA-03049 Kyiv, Ukraine*

Citation: J. A. Garasym, N. A. Bondarevskaya, R. V. Teliovich, V. I. Bondarchuk, V. A. Golub, and S. H. Sedov, Influence of High-Speed Heat-Setting on Armor Resistance of High-Strength Sheet Metal of Protective Purpose, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43, No. 9: 1235–1246 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.09.1235](https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235).

ing austenitization on the armour resistance of high-strength sheet metal of protective purpose, made of medium-alloyed steel, is investigated. As established, the high-speed heat treatment by hardening and low tempering of slabs from rolled sheet with a thickness of 6 mm increases its ductility with unchanging the 4th class of leaves armour resistance. In addition to the possible inheritance of the deformation substructure, the increase in ductility after high-speed heat treatment while maintaining strength is due to significant grinding of the grain structure of steel.

Key words: high-strength steel, rolled sheet, high-speed heat hardening, austenitization, plasticity, ballistic tests, armour resistance.

(Отримано 18 березня 2021 р.; остаточн. варіант — 5 липня 2021 р.)

1. ВСТУП

Існуючі технології промислового виготовлення листового прокату з високоміцних сталей передбачають поєднання в одному виробничому процесі високотемпературної деформації аустеніту та наступного термозміцнення шляхом гартування. Вони ввійшли в теорію та практику металознавства під назвою високотемпературної термомеханічної обробки сталі (ВТМО). Метою такої обробки є формування в гарячедеформованому аустеніті розвиненої деформаційної субструктури з наступним успадкуванням її мартенситом [1, 2]. Порівняно зі звичайним гартуванням додатково підвищується міцність сталі за тієї ж пластичності, і, що особливо важливо, опір руйнуванню в високоміцному структурному стані мартенситу. Досягнення високого ступеню захисту сталевих листів від локальних ударних навантажень значної інтенсивності є одним із важливих завдань цієї технології. В літературі повідомлялось [1, 3] про те, що наступне після ВТМО перегартування леґованої сталі практично зберігає комплекс механічних властивостей, досягнутий ВТМО. Така комплексна обробка отримала назву спадкового термомеханічного зміцнення. Причиною виникнення даного явища автори [1, 3] вважають успадкування дислокаційної субструктури, сформованої в процесі попередньої високотемпературної деформації, новоутвореним у разі нагріву аустенітом, а з подальшим гартуванням й мартенситом. Натомість існує точка зору [4–7], що відновлення характеристик міцності у разі термозміцнення сталі після ВТМО може бути обумовлене також суттєвим подрібненням її зеренної структури та фазовим наклепом внаслідок реалізації фазових $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -перетворень. Застосування додаткової термічної обробки доцільно в тому випадку, коли в процесі необхідного відпуску сталі вдається в значній мірі зберегти її деформаційну субструктуру до субкритичних температур. Термічна обробка із застосуванням пришвидшеного чи швидкого нагрівання в аустенітну область задовольняє таких

умові. Ефективність застосування швидкісної термічної обробки (ШТО) для додаткового зміцнення прокату із конструкційних низьколегованих сталей підтверджена в [8]. Можливість відтворення у разі ШТО комплексу механічних і службових характеристик сталевого прокату, сформованого попередньою термомеханічною обробкою, дозволяє проводити після неї технологічні операції пом'ягчуючого короткотривалого відпуску. Крім цього, за деяких обставин, у процесі експлуатації виробів із сталевого прокату захисного призначення, можливе погіршення їхньої якості, яку можна відновити, застосувавши швидкісну термічну обробку. Варто підкреслити, що основна увага виконаних в минулому досліджень ефективності застосування додаткового термозміцнення зосереджена на змінах стандартних механічних властивостей (в основному, характеристик міцності та пластичності). Натомість, вивчення впливу способів термозміцнення на зміну захисних характеристик виробів, зокрема, бронестійкості, залишалося поза увагою.

Метою роботи є вивчення на підставі одержаних результатів зміни мікроструктурного стану сталі та встановлення на цій основі впливу швидкісної термічної обробки (гартування і низького відпуску) на бронестійкість високоміцного листового прокату захисного призначення.

2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для порівняльних досліджень вибрано загально відомий високоміцний прокат захисного призначення ARMOX-500 товщиною 6 мм із легованої сталі типу 30XГН2МА наступного складу: 0,32% С, ~0,4% Si, ~1,2% Mn, ~1,0% Cr, ~1,8% Ni, ~0,7% Mo, ~0,01% P, ~0,001% S, ~0,005% B.

Характерні температури (див. рис. 1) для даної сталі: $A_1 \sim 710^\circ\text{C}$, $A_3 \sim 810^\circ\text{C}$, $M_n \sim 310^\circ\text{C}$. Реалізація концерном SSAB технологічної схеми VTMO забезпечила формування в листовому прокаті структури низьковідпущеного мартенситу із наступними сертифікованими механічними властивостями: $HB \sim 520$, $\sigma_{0,2} \sim 1250$ МПа, $\sigma_B \sim 1550$ МПа, $\varepsilon \sim 10\%$, $KCV_{-40} \sim 32$ Дж.

Швидкісна термічна обробка сталевих плиток розмірами $150 \times 150 \times 6$ мм³, вирізаних механічним способом з листового прокату, включала операції швидкісної ($V_n = 5\text{--}10$ К·с⁻¹) аустенітизації до температури $820\text{--}830^\circ\text{C}$ з подальшим охолодженням із позакритичною швидкістю та наступним гартуванням у воді з температурного інтервалу $340\text{--}280^\circ\text{C}$ (рис. 1). Після гартування плитки відпускали за $t \sim 150^\circ\text{C}$ протягом 0,5 години. Швидкісний нагрів плиток здійснювали шляхом завантаження їх у нагріту до 1050°C камерну електричну піч. Температуру плиток у разі їх нагріву контролювали оптичним пірометром з точністю $\pm 5^\circ\text{C}$. Для запобігання у разі гарту-

вання викривлення їхньої форми, а також виникнення в поверхневих шарах плиток мікротріщин, плитки охолоджували між масивними холодними сталевими плитами. Вибраний режим ШТО забезпечував отримання твердості сталі *HV* 500–510. Мікроструктуру сталі плиток як у вихідному стані (після ВТМО), так і після їх термозміцнення досліджували за допомогою стандартних методів оптичної та скануючої електронної мікроскопії (Techscan). Визначення середнього діаметру аустенітних зерен здійснювали за допомогою програми Image-Pro-Plus.

Визначення захисних властивостей (бронестійкості) сталевих плиток як термозміцнених, так і у вихідному стані проводили у науково-виробничій лабораторії спеціальних захисних матеріалів Національного університету оборони України ім. Івана Черняхівського. Балістичні випробування здійснювали за допомогою двох балістичних стволів:

1. С-13ВР, № Я-467, калібр 5,45 мм, автоматний набій з кулею ПП (7Н10) оживальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям. Нормована швидкість кулі на відстані 2,5 м від дулового зрізу $V_{2,5} = 910 \pm 15$ м/с, кінетична енергія $E_k = 1500\text{--}1600$ Дж.

2. (С08) № М-1488 калібру 7,62 мм, гвинтівковий патрон 7,62×54R з кулею ЛПС (57-Н-323с) оживальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям. Нормована швидкість $V_{2,5} = 850 \pm 15$ м/с, кінетична енергія $E_k = 3200\text{--}3800$ Дж.

Дистанція обстрілу в обох випадках — 10 м, кут влучення ~0 град.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура сталі в листовому прокаті промислового виробництва являє собою низьковідпущений пакетний мартенсит з можливо

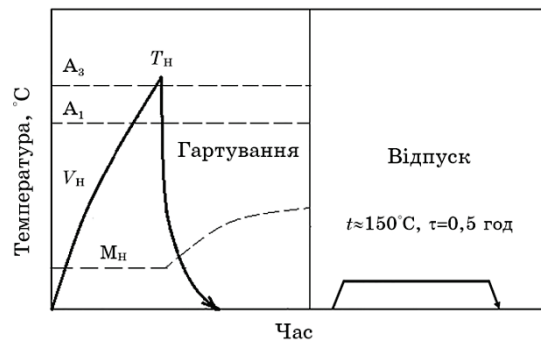


Рис. 1. Схема термічної обробки плиток сталевого прокату.

Fig. 1. Scheme of heat treatment of rolled steel tiles.

незначним (до 5%) вмістом нижнього бейніту. Основною її особливістю є наявність яскраво вираженої строкатості, яка виникла в процесі гарячого вальцювання. Вона зумовлена неоднорідним розподілом величин аустенітних зерен по товщині листа (рис. 2, *a*). В перерізі листа в напрямку вальцювання виявляються смуги дрібних ($d_{\text{сер}} \approx 3\text{--}5\text{ мкм}$) зерен, які періодично чергуються з шарами значно крупніших ($d_{\text{сер}} \approx 15\text{--}25\text{ мкм}$) зерен. Подібний бімодальний характер розподілу величин зерен аустеніту спостерігається також і у площині перерізу листової заготовки, перпендикулярної до напрямку вальцювання. Інша особливість мікроструктурного стану листового прокату пов'язана з зубчастим характером границь крупніших аустенітних зерен, що може свідчити про незавершеність процесів динамічної рекристалізації та полігонізації під час гарячого деформування. Додатковим підтвердженням такого висновку є незвично малий розмір пакетів мартенситу в межах цих зерен, що є типовими для сталей після ВТМО. Разом з тим, неоднорідного розподілу легуючих елементів, присутніх в сталі, методом скануючої електронної мікроскопії не виявлено.

На рисунку 3 показані зображення процесу формування в перерізі сталевого прокату зеренної структури аустеніту у разі швидкого нагрівання зразків в міжкритичному інтервалі температур. Аустенітизація сталі розпочинається як по границях колишніх аустеніт-

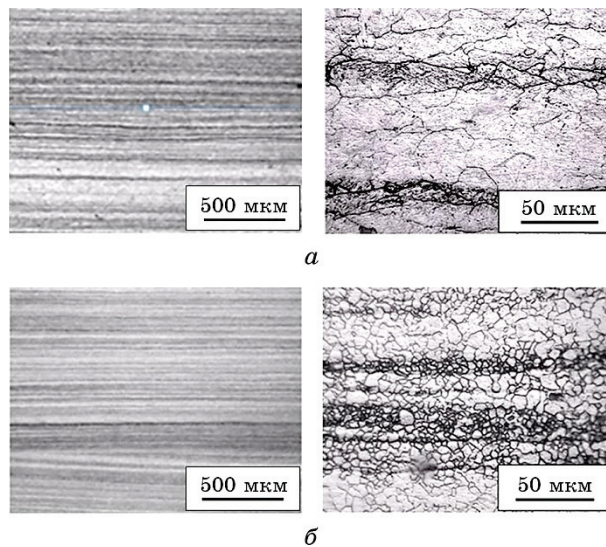


Рис. 2. Мікроструктура сталі в перерізах сталевих плиток: *a* — у вихідному стані та *б* — після швидкісної термообробки.

Fig. 2. Microstructure of steel in sections of steel tiles. *a*—in the initial state and *b*—after high-speed heat treatment.

них зерен, так і в їхній середині. Це унеможливило відновлення (успадкування в розумінні роботи [7]) зеренної структури аустеніту, сформованої в процесі попередньої високотемпературної деформаційної обробки, причому незалежно від їхньої величини (рис. 3).

Внаслідок цього, у випадку досягнення температури A_{c3} спостерігали значне зменшення середньої величини зерен аустеніту з 15–20 мкм до 3–5 мкм у разі одночасного підсилення бімодального їх розподілу. Мабуть, рушійною силою такого подрібнення зеренної структури сталі є трансформація енергії деформаційної субструктури мартенситу в поверхневу енергію міжзеренних границь аустеніту. Можливою причиною бімодального їх розподілу може бути різниця в кінетиці зародження і росту зерен аустеніту в смугах дрібних зерен і в об'ємі (рис. 2, б). Тут важливо відмітити, що під час операції перегартування в процесі пришвидшеного нагрівання прокату від кімнатних температур до субкритичних, відбувається відпуск його мартенситної структури. Звідси впливає важливий висновок, підтверджений експериментально, що додатковий перед ШТО короткотривалий високотемпературний (650°C) відпуск сталі прокату не здатен змінити описану загальну послідовність і механізм формування зеренної структури аустенітної фази.

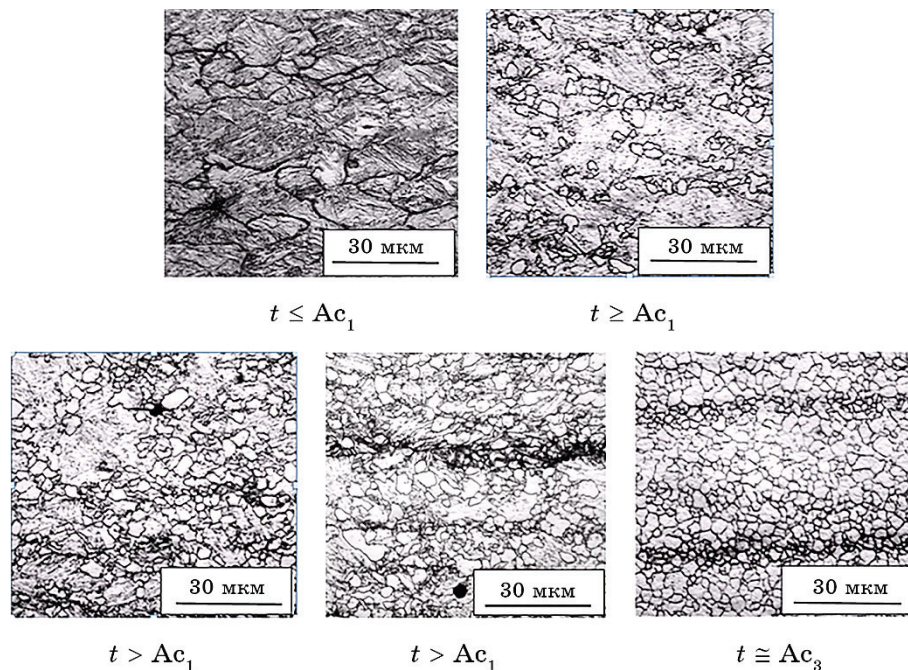


Рис. 3. Формування зеренної структури за швидкісної аустенітизації сталі.

Fig. 3. Formation of grain structure during high-speed austenitization of steel.

На рисунку 4 показано фрактограми поверхні руйнування у разі динамічного згину зразків прокату після ВТМО і додатково термозміцненого (ШТО) гартуванням від температур вище A_{c3} і низькотемпературним відпуском за температури 150°C . Концентратор типу Менаже наносили на поверхню зразків ($6 \times 10 \times 50$ мм), перпендикулярну площині вальцювання. В обох випадках за кімнатної температури випробування злам в'язкий, ямковий. Значення роботи руйнування близькі 45 і 50 Дж. Вид поверхонь зламу в обох випадках свідчить про високий опір розповсюдженню тріщини. Суттєво те, що характеристики поверхонь зламу корелюють із величиною аустенітного зерна, тобто додаткова швидкісна термообробка з гартуванням помітно покращує характеристики поверхні зламу.

На рисунку 5 представлено загальний вигляд плиток в місцях їх ураження кулями калібру 5,45 та 7,62 мм. Результати обстежень та металографічних досліджень місць ураження нетермообробленої плитки (після ВТМО), свідчать, що в умовах обох способів балістичних випробувань відбувається місцеве ямкове деформування сталевих плиток з прогином без помітних ознак її руйнування. Суттєвих мікроструктурних змін сталі в центрах прогину не спостерігали. Більш значні зміни мікроструктури відбуваються в поверхневих (0,4–0,6 мм) ділянках прогину, де присутні місця з ознаками адіабатичного зсуву, що свідчить про достатньо високу швидкість пластичної деформації в цих ділянках листа. Утворення тріщини може відбуватися паралельно поверхні вм'ятини на глибині ~ 1 мм. В результаті проведених балістичних випробувань встановлено, що промислова технологія ВТМО виготовлення листового прокату товщиною 6 мм забезпечує 4 клас захисту згідно ДСТУ В4103-2002.

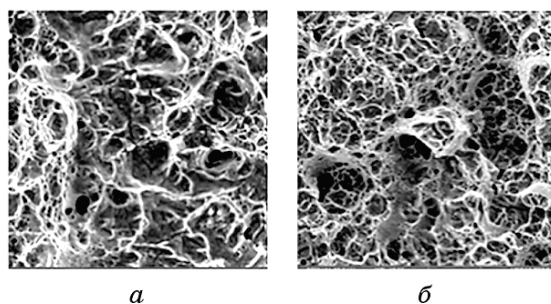


Рис. 4. Фрактограми поверхонь руйнування ударних зразків сталевих плиток у вихідному стані (*a* — $KCU_{+20} \approx 35$) і після швидкісного термозміцнення (*б* — $KCU_{+20} \approx 45$).

Fig. 4. Fractograms of surfaces of destruction of shock samples of steel tiles in the initial state (*a*— $KCU_{+20} \approx 35$) and after high-speed thermal hardening (*б*— $KCU_{+20} \approx 45$).

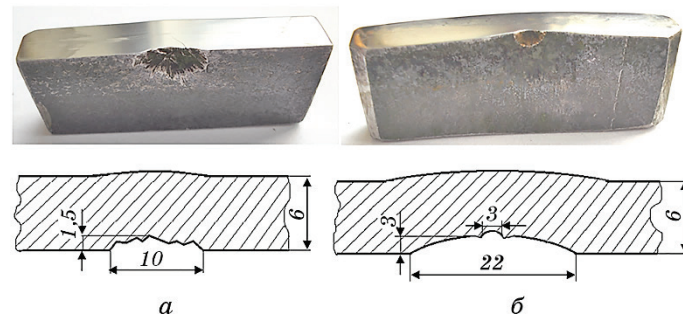


Рис. 5. Загальний вигляд місць ураження броньових плиток та їхнє схематичне зображення після балістичних випробувань: *a* — куля калібру 5,45 мм і *б* — 7,62 мм.

Fig. 5. General view of the places of destruction of armour plates and their schematic images after ballistic tests: *a*—bullet calibre 5.45 mm and *б*—7.62 mm.

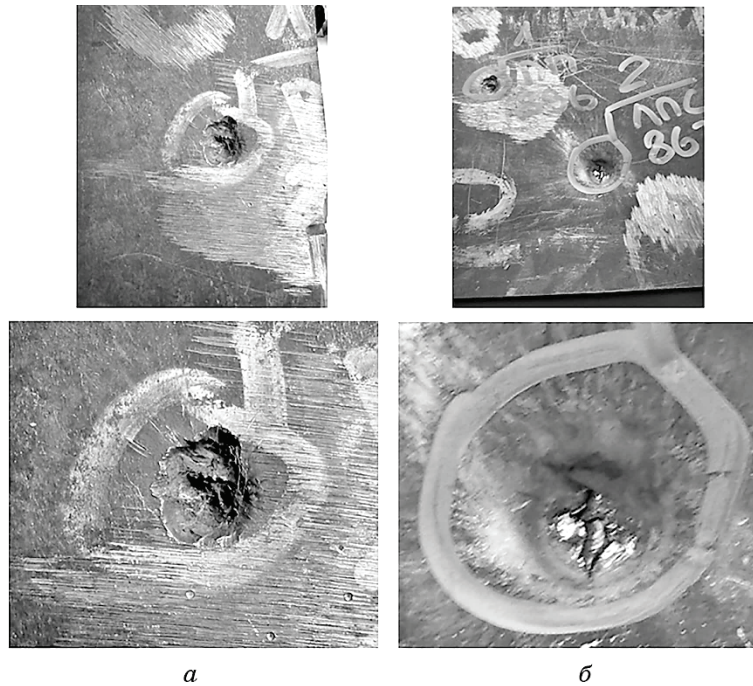


Рис. 6. Вигляд місць ураження термозміцненої броньової плити після балістичних випробувань: *a* — куля калібру 5,45мм і *б* — 7,62 мм.

Fig. 6. View of the places of defeat of the heat-strengthened armour plate after ballistic tests. *a*—bullet caliber 5.45 mm and *б*—7.62 mm.

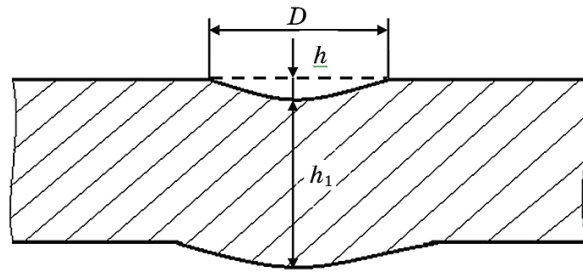


Рис. 7. Геометричні параметри вм'ятини в місці ураження.

Fig. 7. Geometric parameters of the dent at the site of injury.

Загальний вигляд термозміцненої плити після балістичних випробувань показано на рис. 6. Видно, що за обох способів ураження кулями калібру 5,45 та 7,62 мм спостерігається відсутність пробою. Нормативний ступінь захисту термозміцненої сталі також відповідає 4 класу.

Порівняно з нетермообробленою плиткою, основні зміни в даному випадку зазнають геометричні параметри вм'ятини. В результаті взаємодії куль з плиткою утворюються значно більші та глибші вм'ятини, що може свідчити про зміну характеристик пластичності додатково термозміцненої сталі. Якісно оцінити ступінь підвищення пластичності сталевих плиток після додаткового швидкісного термозміцнення можна, аналізуючи геометричні параметри вм'ятин, утворених внаслідок взаємодії кулі зі сталеву плиткою в умовах балістичних випробувань (рис. 7). В таблиці 1 показані результати виміру діаметру вм'ятин та глибини локального прогину місць ураження сталевих плиток до і після додаткового швидкісного термозміцнення. Результати їх обстежень свідчать, що сталева плита після додаткової швидкісної термообробки характеризується

ТАБЛИЦЯ 1. Геометричні параметри вм'ятин.

TABLE 1. Geometric parameters of dents.

Результати обстежень					
Зброя та засіб ураження	Структурний стан прокату	Наявність пробою	Параметри вм'ятини		
			D , мм	h , мм	h_1 , мм
Балістичний ствол с-108, гвинтівковий набій з кулею ЛПС (калібр 7,62 мм) оживальної форми у сталевій оболонці з сталевим термозміцненим осердям. Швидкість кулі 858 м/с, $E = 3500$ Дж	Після ВТМ	Не пробій	20–25	1,0–1,5	$\approx 5,0$
	Комплексна термообробка (ВТМО + ШТО)	Не пробій	35–45	2,0–2,5	$\approx 4,2$

ся більш високими значеннями вимірних характеристик в порівнянні з нетермообробленою. Так, у разі обстрілу додатково термозміцненої плити кулею калібру 7,62 мм діаметр (D) вм'ятини зростає з 20–25 мм до 35–45 мм, а глибина (h) до 20–25 мм порівняно зі сталлю промислового виробництва.

Таким чином, можна стверджувати про більш високі пластичні властивості сталі в умовах швидкого деформування. Підвищення пластичності за збереження твердості сталі слід, напевно, пов'язати зі значним подрібненням зеренної структури на тлі її шаруватості. Такий висновок співпадає з точкою зору авторів робіт [4–7] про те, що відновлення характеристик міцності у разі повторного термозміцнення сталі після ВТМО може бути, поряд із частковим успадкуванням деформаційної субструктури, пов'язане із суттєвим подрібненням її зеренної структури. Разом з тим, необхідно зауважити, що, як про це переконливо свідчать отримані результати, над-

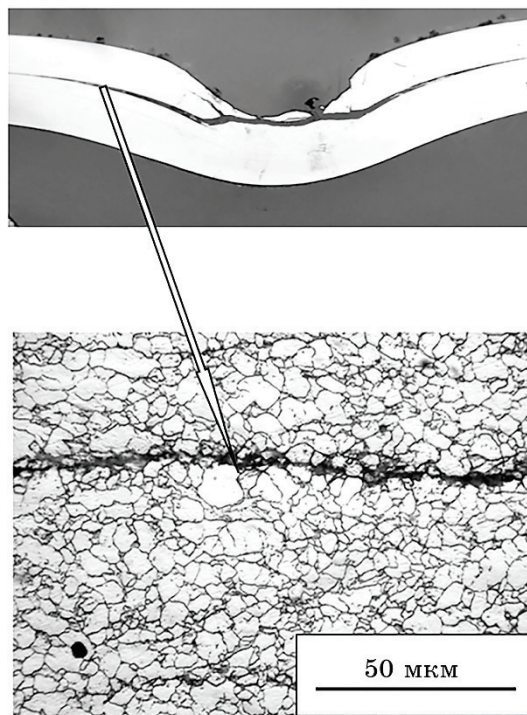


Рис. 8. Вигляд місця ураження з тріщиною в поперечному перерізі термозміцненої сталевий плити (вздовж напрямку прокатки), яка виникла в процесі балістичних випробувань.

Fig. 8. View of the lesion with a crack in cross section heat-resistant steel tiles (along the direction of rolling), which arose in the process of ballistic tests.

мірна пластичність в сталевих елементах індивідуального бронезахисту не є бажаною через те, що може сприяти так званому «заграничному» пошкодженню. В зв'язку з цим потрібно також зауважити, що потенціал зміни балансу значень міцності та пластичності може бути реалізований застосуванням більш жорсткого режиму гартування на твердість $HV \sim 540$.

Відмінним в даному випадку є також виникнення магістральної тріщини в площині, перпендикулярній напрямку дії вражаючого елемента, що потребує додаткових витрат енергії (рис. 8). Причиною цього може бути зростання на межі смуг з різною дисперсністю зерен додаткових напружень, здатних ініціювати зародження і розповсюдження тріщин [9]. Таким чином, у разі обстрілу термозміцненої плити кінетична енергія кулі витрачається не тільки на розігрів та пластичну деформацію місця ураження, але й на зародження і зростання тріщини.

4. ВИСНОВКИ

З дотриманням певних технологічних вимог високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) в процесі виготовлення сталевого прокату є високоефективною, і за товщини бронелиста 6 мм забезпечує одержання 4 класу захисту. Додаткова швидкісна термічна обробка гартуванням з невисоким відпуском такого прокату, збільшуючи пластичність сталі, залишає незмінним 4 клас його бронестійкості. Попри можливе субструктурне успадкування цьому сприяє значне подрібнення зерен аустеніту з 15–20 до 3–5 мкм без прояву ознак структурної спадковості та збереження шаруватого розподілу аустенітних зерен по товщині листового прокату. Застосування перед додатковим швидкісним термозміцненням пом'якшувального короткотривалого високотемпературного відпуску створює перспективу виготовлення придатних для механічної обробки напівфабрикатів, а подальше гартування забезпечить відновлення їхніх високих захисних властивостей.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. М. Л. Бернштейн, *Термомеханическая обработка стали* (Москва: Металлургия: 1968).
2. О. М. Романів, Г. І. Черепанова, *Термомеханічне зміцнення сталі* (Київ: Наукова думка: 1966).
3. М. Л. Бернштейн, М. А. Штрель, *ФММ*, 15, № 1: 82 (1963).
4. Л. В. Бухвалов, А. В. Смирнов, В. Д. Садовский, *ФММ*, 27, № 4: 676 (1969).
5. Л. В. Бухвалов, А. В. Смирнов, В. Д. Садовский, *ФММ*, 28, № 1: 144 (1969).
6. В. Д. Садовский, Л. В. Бухвалов, А. В. Смирнов, *Оптимизация металлургических процессов* (Москва: Металлургия: 1971), вып. 5.

7. В. Д. Садовский, *Структурная наследственность в стали* (Москва: Металлургия: 1976).
8. Р. В. Телевич, Ю. А. Гарасим, Н. А. Бондаревская, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 7: 877 (2018).
9. C. X. Huang, Y. F. Wang, and X. L. Ma, *Materials Today*, **21**, Iss. 7: 713 (2018).

REFERENCES

1. M. L. Bernshtein, *Termomekhanicheskaya Obrabotka Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1968) (in Russian).
2. O.M. Romaniv and H. I. Cherepanova, *Termomekhanichne Zmitsnennya Stali* (Kyiv: Naukova Dumka: 1966) (in Ukrainian).
3. M. L. Bernshtein and M. A. Shtremel, *FMM*, **15**, No. 1: 82 (1963) (in Russian).
4. L. V. Bukhvalov, A. V. Smyrnov, and V. D. Sadovskiy, *FMM*, **27**, No. 4: 676 (1969) (in Russian).
5. L. V. Bukhvalov, A. V. Smyrnov, and V. D. Sadovskiy, *FMM*, **28**, No. 1: 144 (1969) (in Russian).
6. V. D. Sadovskiy, L. V. Bukhvalov, and A. V. Smyrnov, *Optymyzatsiya Metallurhicheskyykh Protsessov* (Moscow: Metallurgiya: 1971), Iss. 5 (in Russian).
7. V. D. Sadovskiy, *Strukturnaya Nasledstvennost v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
8. R. V. Teliovich, J. A. Garasym, and N. O. Bondarevska, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 7: 877 (2018) (in Russian).
9. C. X. Huang, Y. F. Wang, and X. L. Ma, *Materials Today*, **21**, Iss. 7: 713 (2018).