

УДК 669.017:621.73

Л. М. Дейнеко¹, проф., д.т.н., ORCID 0000-0002-1177-3055В. Л. Пінчук^{2,*}, ORCID 0000-0001-8257-9252А. О. Тараненко³, ORCID 0000-0001-8257-9252¹ *Український державний університет науки і технологій*² *Нікопольський фаховий коледж, Український державний університет науки і технологій*³ *ДП «Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут трубної промисловості ім. Я. Ю. Осади»** Автор для листування: v.l.pinchuk@nmt.org.ua

ОСНОВНІ ФАКТОРИ, ЯКІ ВПЛИВАЮТЬ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНУ СТІЙКІСТЬ МЕТАЛУ ПЛАСТИН БРОНЕЖИЛЕТІВ

Анотація. В умовах повномасштабної війни, яка триває в Україні, питання захисту життя та здоров'я громадян набуло особливого значення. Військовослужбовці, співробітники правоохоронних органів, медики, волонтери та громадяни, які працюють на відкритих просторах щоденно ризикують своїм життям, виконуючи завдання як в зоні бойових дій, так і практично на всій території країни. У цих обставинах надійні засоби індивідуального захисту, зокрема засоби індивідуальної безпеки (ЗІБ) – бронезилети, є життєво необхідними для збереження життя та мінімізації ризиків отримання травм та поранень не тільки від куль, а в більшій мірі від улаmkів. Бронезилет є найважливішим елементом обладнання для захисту людини від різноманітних критичних та смертельних травм. Серед різних загроз, удар кулі є однією з найбільш поширених загроз. Балістичний удар являє собою дуже складний механічний процес, під час якого куля з дуже малою масою і високою швидкістю виштовхується порохомими газами і вдаряється в ціль. Поглинання енергії до того, як куля досягне цілі, та її розподіл серед балістичних матеріалів є дуже важливими аспектами для розуміння принципу та ефекту передавання енергії від кулі або снаряду [1]. Метою статті є дослідження впливу хімічного складу сталей, способів отримання листового металопрокату та режимів термічної (для гомогенного стану) і хіміко-термічної обробки (для отримання гетерогенного стану) на властивості обраних для дослідження сталей і обрання раціональних складів сталей для виготовлення захисних листів бронеодежі та розроблення сучасних режимів обробки для забезпечення 4 - 5 класу захисту згідно ДСТУ 8782:2018, який є одним із ключових в Україні за цим напрямом [2, 8].

© Л. М. Дейнеко, В. Л. Пінчук, А. О. Тараненко, 2026



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

Ключові слова: бронезилет, сталь, термічна обробка, загартування, відпуск, карбонітрація, структура, твердість, простріл.

Посилання для цитування: Дейнеко Л. М., Пінчук В. Л., Тараненко А. О. Основні фактори, які впливають на експлуатаційну стійкість металу пластин бронезилетів. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 122-155. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-008>

Стан питання. Балістичний матеріал (гомогенний або гетерогенний) являє собою речовину, що слугує основою для виробництва бронееlementів ЗІБ, здатну протидіяти вражаючим факторам. З балістичних матеріалів виготовляють найважливіші конструктивні елементи бронєодягу – бронееlementи та бронетехніки [2].

У якості основних балістичних матеріалів найчастіше використовують наступні:

- металеві (броньована сталь, титан, алюміній);
- тканинні- балістичні тканини виготовлені з високоміцних арамідних ниток (Kewlar, Twaron, СВМ, "Золотий текстиль"), «рідка броня»;
- керамічні та композиційні матеріали;
- скляні матеріали (органічні та неорганічні скла);
- надвисокомолекулярний поліетилен високої щільності [3, 6, 7].

У практиці виготовлення елементів бронезилетів виконують з різних марок сталей (як у гомогенному, так і в гетерогенному стані). У процесі легування таких сталей використовують (окрім вуглецю) такі хімічні елементи, як кремній, марганець, ванадій, молібден, нікель, хром, бор та інші [4, 5]. Основними властивостями броньових сталей, що мають значення практично для усіх видів захисних виробів, є: твердість, міцність, в'язкість. Міцність (і твердість, як критерій експрес контролю, який корелює з міцністю) є головним показником якості броньової сталі. Можливість отримання нормованого рівня твердості визначається хімічним складом сталі (насамперед вуглецю) і відповідною термічною (або комбінованою обробкою – хіміко-термічною або термомеханічною). В'язкість броньової сталі характеризує експлуатаційну надійність і живучість броні.

Ключова вимога до матеріалу бронепластини – здатність витримувати дію боєприпасів певного виду без пробиття та поразки людини осколками, які можуть відшаруватися з протилежної площини бронепластини. Броньовим сталям таку балістичну стійкість забезпечують високоміцні низьколеговані або леговані марки та

структурний стан металу, що забезпечує хімічний склад і якість металу, попередня та фінішна термічна (або комбінована) обробка. Конкретний рівень властивостей металу бронепластин вже залежить від класу захисту (для якого вони плануються), хімічного складу та параметрів обробки металу.

Бронежилет є одним із найпоширеніших засобів індивідуального захисту (ЗІБ) людини. Насамперед, він захищає тіло від куль стрілецької зброї, але також добре справляється і з уламками боєприпасів після їх вибухів. При виборі ЗІБ рекомендується звернути увагу на його основні характеристики та властивості металу елементів бронежилетів (бронепластин або балістичних пластин) – клас захисту, спосіб носіння, площа захисту, ефективний час носіння та інш. При виборі бронежилету найважливішим параметром є його клас захисту. Він опосередковано включає всі інші параметри. Таким чином, чим вищий цей параметр, тим менше час безперервного носіння бронежилету (через збільшення ваги) і більша площа захисту тіла. У сучасному військовому оснащенні воїнів можуть використовуватися пластини бронежилетів, які виготовлені за різними стандартами США, країн НАТО та України:

– у США найпоширенішою версією є стандарт NIJ 0101.03 (остання версія оприлюднена у 2008 р) Національного інституту юстиції (National Institute of Justice), який поділяє бронепластини на наступні рівні захисту, в залежності від типу боєприпасів, які вони здатні зупинити:

– PA – забезпечує захист від пістолетних куль калібру 9x19 мм на 40SW;

– II – захищає від калібру 9x19 мм та 357 Magnum JSP;

– NIJ IIIA – захищає від 44 Magnum SJHP та 9x19 мм зі збільшеною швидкістю (найпоширений рівень для м, яких бронеплит);

– III – перший рівень, який захищає від гвинтівкових боєприпасів, включаючи 7,62x51 мм NATO (це стандартний варіант військового бронежилету);

– NIJ Level 4 (IV) – найвищий рівень захисту, розрахований на зупинку бронебійних боєприпасів 30-06 M2 AP.

– в країнах НАТО діє STANAG NATO Standards (передбачає не тільки персональний захист (STANAG 2920), але і броньованих машин). Цей стандарт регламентує перевірку бронепластин на тест V50, тобто визначає швидкість 50% боєприпасів, які пробивають броню, а 50% ні (тобто тест на визначення швидкості боєприпасу, за якою 50% куль пробиває броню). Пояснюється це тим, що боєприпаси мають різну кінетичну енергію залежно від швидкості кулі та кута влучання.

– в Україні діє балістичний стандарт ДСТУ 8782:2018, який має шестирівневу систему класифікації рівней захисту, забезпечуючих захист від конкретних боєприпасів. Згідно цього ДСТУ бронезилети 3 класу забезпечують мінімальний рівень захисту для військових у зоні бойових дій.

Таким чином стандарти різняться за методами тестування бронепластин:

- NIJ має 5 фіксованих рівней (IIA - IV (NIJ Level 4), які визначаються пострілами фіксованих калібрів боєприпасів;
- STANAG 2920 оцінює рівень захисту за швидкістю ураження (тобто за швидкістю, за якою 50% куль пробиває броню);
- ДСТУ оцінює рівень захисту, розподіляючи боєприпаси на фіксовані класи (I - 6).

Для прикладу: NIJ IIA клас захисту бронепластин схожий на 4 клас захисту бронезилетів за ДСТУ та STANAG 650 м/с.

Починаючи з 4 класу захисту та вище, бронезилети за ДСТУ добре захищають не тільки від автоматнів боєприпасів (наприклад, типу АК, калібр ураження: 5.45x39 мм (за міжнародним позначенням-5.45x39) – куля (ПП) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці, швидкість кулі ≈ 910 м/с), але і від боєприпасів гвинтівок (калібр ураження 7.62x54 мм (7.62x54R) – легка куля (ЛПС) зі сталевим нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці, швидкість кулі ≈ 850 м/с). Зокрема, такі засоби захисту використовуються армійськими підрозділами та поліцією.

Металеві бронепластили (окрім сталевих), можуть бути також представлені легкими та міцними сплавами алюмінію або титану, здатними підвищити захист частин тіла [6, 7]. В окремих випадках є можливість використовувати металокерамічні пластили, що підвищують рівень захисту до 5 або навіть до 6 класу [6].

Ключова вимога до матеріалу бронепластили – здатність витримувати дію боєприпасів певного виду без пробиття та ураження людини.

Товщина бронепластили залежить від матеріалу та класу захисту за ДСТУ. Сталеві плити 3-4 класів зазвичай мають товщину 5– 8 мм, а керамічні плити 4-6 класів (наприклад, SAPI) можуть бути товстішими через наявність керамічного шару (15– 25 мм і більше). Важливим є не лише товщина, а й здатність витримувати ударну дію конкретних калібрів і боєприпасів. Так, відомо, що сталеві плити (Armoх, Miilux та інші) зазвичай мають товщину 5– 6 мм для 4 класу (захист від АК-74, АКМ, СВД або аналогів), а керамічні плити мають більшу товщину, але меншу вагу. Часто використовують для бронезилетів 4- 5 класи захисту, де кераміка руйнує кулю, а підкладка (НВМПЕ/кевлар)

зупиняє уламки. Стандартом (ДСТУ 8782:2018), наприклад, передбачено, що для сталевих пластин бронезилетів 5-6 класу захисту (кераміка / сталь) потрібно суттєво збільшити товщини пластин (у порівнянні з пластинами 3-4 класу) для захисту від бронейних куль (наприклад, 7,62x54 Б-32). З урахуванням додаткового захисту пластини класу 4+ зазвичай мають антирикошетне покриття та демпфер (до 8-10 мм), що збільшує їх загальну товщину.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Як показала практика, ефективний захист в обумовлених вище товщинах пластин для класів 4+ забезпечують сталі, у складі яких, крім вуглецю (0,27- 0,45 %), є добавки хрому, марганцю, нікелю, молібдену, бору та інших легуючих елементів (табл. 1).

Відомо, що марганець і хром підвищують ступінь зміцнення твердого розчину і знижують знеміцнення при відпуску. Нікель підвищує прогартованість сталі і знижує критичну температуру крихкості. Але при підвищенні його (Ni) вмісту вище 2,0 % він знижує температуру початку мартенситного перетворення (Мп), що підвищує кількість залишкового аустеніту (Азал.) в структурі сталі. У роботі [9, 10] наведені дані про вплив кремнію і хрому на температурний інтервал незворотньої відпускну крихкості, що призводить у легованих сталях з вмістом кремнію 1,0 - 1,5 % до зміцнення окрихчення до температури відпуску ≈ 300 - 320 °С. Також зміцнення температури окрихчення відмічається і для легованих сталей зі змістом хрому 1,5- 2,0 %. Одночасне легування цими елементами у вказаних концентраціях ще більше зміщує температурний інтервал окрихчення (до 350- 370 °С).

Доцільність введення кремнію в сталь визначається його здатністю підвищувати напругу тертя в кристалевій решітці і спротиву руху дислокацій при мікропластичних деформаціях [11]. Крім того відомо, що кремній затримує виділення цементиту до температури відпуску ≈ 400 °С за рахунок підвищення стійкості ϵ -карбіду [12]. Кремній також стабілізує субструктуру мартенситу.

Але в роботах [10, 13] показано, що при підвищенні вмісту кремнію вище $\approx 0,6$ % він сприяє негативній дії на рівень межі пружності за рахунок стабілізації залишкового аустеніту в структурі сталі.

Основними обмеженнями, що призводять до зменшення вмісту кремнію в сталях ($\approx 0,6$ - 0,8 % Si) на стадії металургійного циклу, є технологічні особливості виплавки сталі, зокрема, необхідність її повного розкислення, але при цьому в металі збільшується кількість неметалевих включень (чим вище чистота сталі, тим менше її знос), які знижують стійкість до втомної міцності високоміцних сталей.

При підвищеній концентрації кремнію в листових сталях виникає

небезпека розшарування прокату при підвищенні ступеню деформації і зниженню температури прокатки на останніх проходах (наприклад, при реалізації контрольованої прокатки) або при проведенні післяуючої зміцнюючої термічної обробки. Збільшення концентрації кремнію в сталях надає їм підвищену схильність до знеуглецювання при нагрівах, знижує мартенситну прогартваність, прискорює перестарювання та ін. [11, 14, 15].

Аналіз хімічного складу зносостійких сталей подвійного призначення говорить про те, що максимальна концентрація кремнію в них рідко перевищує 0,7..0,8 %, а в деяких знаходиться в межах до ~0,3 % (див. табл.1). Але на практиці створення високоміцних сталей ($\sigma_v > 1500$ МПа) підвищений вміст кремнію (до 2,5 %) використовується для зменшення ступеню окрихчення мартенситу при відпуску в інтервалі незворотньої відпускну крихкості. У таких випадках кремній використовується як елемент, що підвищує швидкість зародження часток вторинної фази та знижує швидкість росту карбідів при відпуску в інтервалі до ≈ 350 - 400 °С [10, 16]. Кремній підвищує температуру третьої стадії розпаду мартенситу при відпуску до ≈ 480 °С [10]. Але при високому вмісті кремнію в загартованих сталях в структурі мартенситу спостерігається велика кількість двійників, що неблагоприятно виявляється на в'язкості загартованої сталі після відпуску [17]. З робіт по дослідженню втомної міцності високоміцних сталей відомо, що в умовах знакозмінного згину зразків металу трещини, що призводять до руйнування металовиробів, виникали у включень силікатного типу, які розташовані впритул або на поверхні зразків. Тому у високоміцній сталі для відповідальних металовиробів, що працюють в умовах циклічних навантажень, вміст кремнію має бути мінімальним [18].

Високоміцні зносо- та ударостійкі сталі є прогресивним конструкційним матеріалом подвійного призначення, що дозволяє економити до 40 % металу за рахунок зменшення товщини або діаметру виробу в порівнянні з вуглецевими і низьколегованими сталями. Такі сталі знайшла широке застосування у багатьох галузях промисловості, наприклад, для виготовлення платформ великовантажних автосамоскидів, ковшів землечерпалок, екскаваторів та багатьох деталей і механізмів, що працюють в умовах різних видів зносу. Крім високої міцності такі сталі повинні мати достатню пластичність і в'язкість, підвищену зносо- і холодостійкість. Вважається, що чим вища твердість, тимчасовий опір сталі, тим вища її зносостійкість. Але дослідження та практика експлуатації таких сталей показує, що ударо- та зносостійкість залежить і від інших

якісних характеристик сталі. Наприклад, відомо, що зносостійкість сталі з підвищенням тимчасового опору з 450- 500 Н/мм² до 700-800 Н/мм² при експлуатації в умовах роботи ріжучих елементів землерийних машин, платформ великовантажних автосамоскидів та інших виробів збільшується незначно (до 30- 50 %) і тільки підвищення тимчасового опору сталі до рівня 1050– 1200 Н/мм² і вище призводить до різкого (3-5-кратного) збільшення зносостійкості. До ударо- та зносостійких сталей подвійного призначення відносяться також і сталі, які традиційно вважаються броньовими (наприклад, сталі 1; 3; 71; 96 в табл. 1), а також і сталі типу Хардокс та аналогі (цифрові індекси цих марок означають твердість сталі по Брінеллю): ARMSTAL 500 – Польща; RAMOR 450 та Protection 500 – Фінляндія; Quardian 500 – Бельгія; ARMOX – Швеція) та інші [1, 3 - 8].

Сталі Хардокс (табл. 1), які відносять до ударо- та зносостійких, проходить загартування в лінії стану з прокатного нагріву і з наступним відпуском (≤ 250 °С) або чаще з самовідпуском. Ці сталі відрізняються хімічним складом, але практично всі мають у своєму складі бор і розроблені для технології виробництва з отриманням високоміцного стану в лінії прокатних станів з використанням гартування з прокатного нагріву. Концентрація вуглецю в таких сталях зазвичай не перевищує 0,45 % (при збільшенні концентрації вуглецю вище 0,4- 0,45 % зменшується тріщиностійкість металу).

В якості броньових (для ≥ 4 рівнів захисту) використовують і інші сталі з твердістю HB 500 ... 600 в термомеханічно зміцненому прокаті або в оброблених пластинах в результаті термічної (комбінованої) обробки з окремого нагріву до рівня $\sigma_T \sim 1500-1700$ МПа і вище. У якості перспективного хімічного складу для подвійного призначення можуть бути рекомендовані сталі з аналогічним хімічним складом, який у таблиці 1 наведений під назвою Б1700. Сталі з подібним хімічним складом при нагрівах мають температуру порогового росту зерна аустеніту при $\geq 1050- 1070$ °С, а температуру початку мартенітного перетворення ≈ 280 °С. Після загартування у воді з температури аустенітизації 900 °С та відпуску 150 °С (2 год) ця сталь мала наступний комплекс механічних властивостей [19] (табл. 2).

Одним з перспективних напрямів отримання надвисокоміцних сталей ($\sigma_B \geq 2000$ МПа з задовільним рівнем пластичності – $\delta = 5-15$ %) подвійного призначення, при економному їх легуванні, можливо вважати і технологію термічної обробки по схемі «Quenching-and-Partitioning» (Q-n-P) [20-23].

Таблиця 1 – Хімічний склад зварювальних, зносостійких машинобудівельних сталей, у т. ч. і сталей для бронезилетів, які забезпечують після загартування і відпуску рівень $\sigma_T \geq 1200 - 1700$ МПа і НРС 50-56 [1, 3 - 8]

Марка сталі	Хімічний склад, % за масою (Аналіз ковша, проби, максимальні значення)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Інші елементи	
Hardox 500 [®]	0,30	0,70	1,60	0,020	0,010	1,50	1,50	0,60	0,005		
Hardox 550	0,37	0,50	1,30	0,020	0,010	1,40	1,40	0,60	0,004		
Hardox 600	0,47	0,70	1,00	0,015	0,010	1,20	2,50	0,70	0,005		
HardoxExtreme	0,47	0,50	1,0	0,015	0,020	1,20	2,50	0,80	0,005		
ARMSTAL 500	0,29	0,24	0,89	0,009	0,005	0,74	1,03	0,23	0,002	0,06V	
Quardian 500	0,26	0,21	0,78	0,012	0,006	0,42	0,74	0,27	0,001	0,001V	
Protection 500	0,28	0,49	0,96	0,016	0,011	0,58	0,37	0,25	0,002	0,002V	
30XГСА (ДСТУ 7806:2015)	0,28-0,34	0,9-1,2	0,8-1,1	<0,025	<0,025	0,8-1,1	<0,3	<0,15	-	V<0,05; W<0,2; Cu<0,3; Ti<0,03; N<0,008	
30XГН2А (30XГСНА) хромансіль	0,27-0,34	0,9-1,2	1,0-1,3	<0,025	<0,025	0,9-1,2	1,4-1,8	-	-	до 0,3 Cu	
71	0,31	1,16	0,74	0,016	0,01	1,66	2,26	0,3	-	0,202 V	
77Ш	0,35	1,4	-	<0,01	<0,01	1,1	1,4	0,3	-	-	
88Ш	0,4	1,4	-	<0,01	<0,01	1,1	2,4	0,3	-	-	
КВК-37	0,37	-	0,8	<0,01	<0,01	2	1	0,5	0,02	0,7 W; 0,03 Nb	
КВК-42	0,42	-	0,8	<0,01	<0,01	2	1	0,5	0,02	0,7 W; 0,03 Nb	
СПС-43	0,43	1,65	-	<0,025	<0,025	1,2	1,3	0,45	-	-	
42	0,42	1,35	-	<0,025	<0,025	1,5	1,6	0,4	-	-	
А3 (по ТУ7399-002-14621835-06), аналоги 55Х4Н3С2ГМ та 45ХН2МФА	0,42-0,5	0,17-0,37	0,5-0,8	<0,025	<0,025	0,8-1,1	1,3-1,8	0,2-0,3	-	0,1-0,18 V; Cu до 0,3	

Продовження табл. 1

Марка сталі	Хімічний склад, % за масою (Аналіз ковша, проби, максимальні значення)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Інші елементи	
96 (45Х2НМФБА) по ТУ 7399-002 - 14621835-06	0,48	-	-	≤0,025	≤0,025	1,6	1	0,5	-	0,25V	
Сталь для прогнупольової легкої броні [РФ ВАТ «Сталь»]	0,38-0,43	0,5-0,8	0,3-0,5	≤0,01	≤0,01	1,2-1,5	0,9-1,2	0,75-0,85	-	Nb 0,02-0,05 Cu≤0,3	
Високоміцна броньова листова сталь [RU2185459C1]	0,44-0,48	0,2-0,4	0,4-0,7	≤0,01	≤0,01	1,12-1,4	1,3-1,8	0,31-0,5	-	0,15-0,25 V	
55Х4НЗС2ГМ [RU2185460C2]	0,54	1,8	0,85	≤0,01	≤0,01	2,4	3,3	0,5	-	0,3 V	
Броньова термостійка зварювальна сталь [RU2520247C1]	0,01-0,41	0,1-2,6	0,1-1,8	≤0,008	≤0,004	0,1-8,6	0,1-1,9	0,1-0,6	-	Cu 0,1-1,9 Co 0,05-4,6	
Б1700 Сталь с σ _т ≥1700 МПа [19]	0,4-0,45	0,2-0,45	1,1-1,3	0,015	0,010	0,9-1,3	0,65-0,8	0,35-0,45	0,001-0,005	0,04-0,06 V 0,01-0,04 Nb Cu 0,5-0,8	
K65 [RU2806620C2]	0,05-0,07	0,2-0,32	1,6-1,7	0,003-0,012	0,001-0,002	0,15-0,25	0,15-0,25	0,15-0,25	-	Cu 0,1-0,2; Al 0,025-0,045; Nb 0,075-0,095; Ti 0,01-0,02; V 0,01-0,03; N 0,001-0,006	

x-General Product Information Streux, Hardox, Armoxx and Toolox-UK», www.ssab.com

Таблиця 2. Механічні властивості сталі Б1700 після термічної обробки

Марка сталі	Товщина, мм	Відпуск, °С	Час витримки, год	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа
Б1700	6	150	2	2150	1715

Продовження табл. 2.

δ ₅ , %	ψ, %	δ _p , %	КСУ ⁺²⁰ , Дж/см ²	HRC
10,2	33	3,7	52	54,0

У країнах СНД було освоєно виробництво високоміцних зносостійких гарячекатаних зварюваних сталей марок типу 18ХГНМФР, 14ХГ2САФД, 16ХГН2ФБР, 13ХГ2НДФ та інших у товщинах 8,0...50,0 мм. Максимальна межа міцності таких сталей широкого призначення досягала в минулих десятиліттях 850-900 Н/мм². За кордоном для виготовлення платформ великовантажних автосамоскидів таких фірм, як Коматцу, Хітачі, Катер-піллар та інш., а також для виробів з броні застосовують високоміцні зварювані сталі марок Hardox® 400 – 600 та інших виробників. При цьому в нових зносостійких сталях підвищений тимчасовий опір (≥ 1050 Н/мм²) досягається за рахунок механізмів: твердорозчинного зміцнення, а також диспергування структурних складових і дисперсійного (або вторинного) твердіння (виділення при наступному відпуску дисперсних часток карбідів або карбонітридів). В цьому випадку загартована в лінії стану сталь зміцнюється в результаті виділення дисперсних частинок цементиту (легованого цементиту для низьколегованих сталей при температурах $\approx 280-380$ °С) або карбонітридів при температурах відпуску ≥ 500 °С для легованих сталей. Таке зміцнення дозволяє заощаджувати основні, дорогі легуючі елементи, зокрема нікель і молібден. У сталях з карбонітридним зміцненням за рахунок дисперсних частинок вторинної фази різко зменшується розмір аустенітного зерна при прокатці і нагріванні під загартування, а при подальшому охолодженні це призводить до підвищення дисперсності мартенситно-бейнітної структури, а при наступному відпуску відбувається вторинне твердіння за рахунок виділення дисперсних частинок карбідів (карбонітридів). За рахунок такого процесу структуроутворення збільшуються як характеристики міцності, так і в'язкості сталі. Так, наприклад, промисловими підприємствами виготовляються конструкційні сталі підвищеної міцності Quend 700, 960 (стандарт EN 10025-6), високий рівень властивостей якої одержується в результаті загартування після прокатки і подальшого відпуску при 500 ... 550 °С (цифри вказують на рівень мінімальної межі плинності 700 або

960 МПа) при гарантованому рівні ударної в'язкості ≥ 27 Дж при -40 °С.

При створенні нових або удосконаленні існуючих технологій виробництва високоміцних виробів слід також враховувати, що в разі ударно- або абразивного зносу експлуатаційна стійкість сталі визначатиметься також рівнем в'язких властивостей, відносного подовження та однорідності структурного стану. На рисунку 1 показані дані про порівняння зносостійкості сталей, оброблених на однакову твердість, але які мають різну ударну в'язкість і пластичність [24]. З наведених на рис. 1 даних видно, що найбільшу зносостійкість серед дослідних показала сталь 25ХГНЗМФБ (1), що має високу в'язкість і пластичність - її стійкість вдвічі перевищує зносостійкість взятої для порівняння широко застосовуваної сталі 65Г (4).

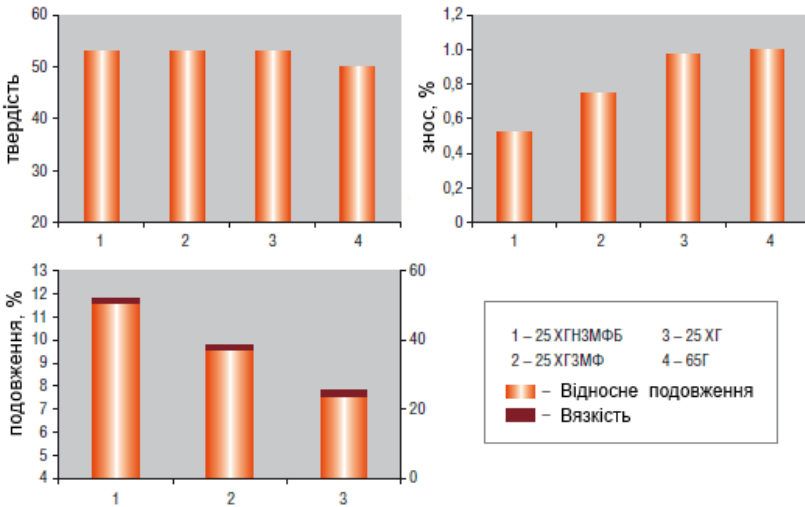


Рисунок 1 - Зносостійкість сталей в залежності від ударної в'язкості і пластичності (данні ЦНДЧормету)

Зі зниженням в'язкості та пластичності дослідних сталей 25ХГЗМФ (2) та 25ХГ (3) їх зносостійкість зменшувалася відповідно. Підвищена зносостійкість сталі з високою в'язкістю та пластичністю, порівняно зі сталями з меншими зазначеними характеристиками, при однаковій їх міцності пояснюється тим, що в'язкі матеріали краще опираються відриву мікроскопічних шматочків металу від поверхні листа при дії твердих мінералів під час навантаження та розвантаження породи.

Встановлено також, що якщо сталь має неоднорідну структуру, що складається з суміші мартенситу (бейніту) і полігонального фериту, її

зносоустійкість зменшується, незважаючи на високу твердість. На зносоустійкість впливає також чистота сталі по неметалевим включенням. Чим вище чистота, тим менше зношування. Важливою та обов'язковою умовою високої ударо- та зносоустійкості сталі, наприклад, для платформ автосамоскидів, або для бронезахисту людей та техніки є її мартенситна прогартування на всю товщину листа [8, 10].

Необхідність створення високоміцної легкої сталеві броні виникла після появи нової кулі зі сталевим термозміцненим сердечником (ТУС) ПС-43 ТУС калібру 7,62 мм для автоматів АК-47 і кулі 7Н6 ТУС калібру 5,45 мм для АК-74, замість раніше застосованих ЛПС 4НЗ відповідно для АК-47 та АК-74. Твердість сталевого термозміцненого сердечника кулі ПС-43 ТУС і 7Н6 ТУС становить 55-56 HRC, тоді як твердість сталевого сердечника кулі ПС-43 ЛПС та 7Н6 ЛПС - 30-32 HRC. Тому пробивна дія цих кулі при зіткненні зі сталеві перешкодою при приблизно однакових швидкостях кулі $V_{cp} = 715$ м/с (АК-47) і $V_{cp} = 790$ м/с (АК-74) сильно відрізняється.

У зв'язку з тим, що тильні поверхневі шари металу бронепластини повинні мати підвищений рівень пластичності і в'язкості (щоб знизити вирогідність сколу часток металу з тильної площини бронепластини) після фінішної зміцнювальної термічної обробки пластини, доцільно піддавати додатковому відпуску поверхневий шар тильної площини бронепластини, наприклад, з нагріву ТВЧ (тонкий шар ~2мм). Такий технологічний прийом може бути використаний для пластин з високоміцного металу, отриманого за різними схемами зміцнення. Можливість здійснення такого технологічного прийому підтверджується результатами відомих в технічних джерелах роботами по створенню функціонально-градієнтних матеріалів.

Аналіз можливих механізмів зміцнення конструкційних сталей показує, що підвищення комплексу механічних властивостей металу для легкої броні від 4 рівня захисту і вище (товщиною 4-10 мм) доцільно здійснювати насамперед за рахунок раціональної термічної або комбінованої обробки, при якій реалізуються найбільш універсальні фактори впливу на структурний стан та властивості металу – твердорозчинне зміцнення, подрібнення зернової структури, повна заміна перлітної та бейнітної складових структури на мартенсит, створення в металі субструктури на кшталт комірчастої або полігонізованої, отримання в структурі великої кількості дисперсних частинок карбідної фази, рівномірно розподіленої по об'єму металу за рахунок правильно вибраної температури відпуску та формування в металі пластин стискаючих напруг [5]. У разі забезпечення в металі властивостей для рівней захисту ≤ 4 раціонально використовували

листовий прокат, отриманий за схемою регламентованої прокатки з використанням загартування з температури прокатки і самовідпуску (або низького відпуску з окремого нагріву).

До основних запитань, які потребують аналізу і дослідження при створенні комплексної технології термічного (комбінованого) зміцнення листового прокату або пластин (розглядається для схеми термічної обробки з окремого нагріву) відносяться:

- хімічний склад броньових сталей для легкої броні та способи забезпечення в металі зливку (прокату) мінімального рівня неметалевих включень та газів (особливо водню для попередження водневої крихкості металу або навіть виникнення флокенів), сірки та фосфору, а також легкоплавких з'єднань (для забезпечення металу температури перепалу на рівні $\geq 1260-1280^{\circ}\text{C}$);

- параметри аустенізації (для варіанту об'ємної зміцнюючої термічної обробки пластин з окремого нагріву), що сприяють максимальному використанню рівня легування сталей (для реалізації ефективного твердо-розчинного зміцнення та додаткового зміцнення за рахунок виділення дисперсних частинок вторинної фази при подальшому відпуску), а також сприяючі отриманню дрібного розміру аустенітного зерна при реалізації фінішного загартування;

- температурно-часові параметри подальшого відпуску (або доцільність використання багаторазових відпусків) об'ємно загартованого металу з мартенситною структурою з метою досягнення потрібного рівня механічних властивостей в металі готових пластин, які можна використовувати в якості легкої броні;

- визначити раціональну схему послідовності технологічних операцій при реалізації обробок пластин з окремого нагріву для отримання гетерогенної структури (зміцнююча термічна обробка \rightarrow хіміко-термічна обробка (азотування, карбонітрація або інші) чи навпаки – хіміко-термічна обробки (азотування, карбонітрація) \rightarrow зміцнююча термічна обробка на необхідний рівень твердості та міцності поверхневого шару металу на лицьовій стороні бронезилету + додаткова пом'якшуюча обробка поверхневого шару тильної сторони такої бронепластини.

Мета статті. Дослідити вплив хімічного складу сталей, способи отримання листового металопркату та режимів термічної (для гомогенного стану) і хіміко-термічної обробок (для отримання гетерогенного стану) на властивості обраних для дослідження сталей і обрати раціональні склади сталей для виготовлення захисних листів бронезахисту та розробити сучасні режими обробки для забезпечення 4-5 класу захисту згідно ДСТУ 8782:2018, який є одним із ключових в Україні за цим напрямом [2, 8].

Методика. В роботі розглядалися сталі різного хімічного складу для виготовлення захисних елементів бронезилетів, визначені основні фактори, які впливають на роботоспроможність бронесталей в процесі їх виготовлення, та основні напрямки цілеспрямованого впливу на структуру і властивості металу для отримання бронепластиною необхідного рівня захисту. Апробовані різні режими термічної та комбінованих обробок для зміцнення сталей і отримання високих показників міцності, твердості і в'язкості. У якості критерію якості бронепластин, які досліджувалися для IV та V рівней захисту, використовували окрім визначення твердості, дослідження мікроструктурного стану і результати полігонних випробувань на простріл, відповідно до вимог ДСТУ 8782:2018.

Результати. Для сталевих листів, з яких виготовляються елементи бронезилетів, розроблені параметри режимів та проведено термічну обробку з двома загартуваннями і багатократними відпусками. Результати полігонних випробувань на простріл дозволили визначити марки сталей (з числа досліджуваних) та режими їх обробки для забезпечення в металі властивостей до 4 та 5 рівня захисту. З метою визначення запасу конструкційної міцності дослідних пластин вони також випробувалися і на рівень V1 класу захисту.

Наукова новизна. Для пластин зі сталей з концентрацією вуглецю 0,36- 0,45 % (хромо-нікелевих; хромо-нікель-молібденових з ванадієм) було запропоновано і використано термічну обробку, яка включала подвійну аустенітизацію при різних температурах, загартування з використанням різних рідких охолоджувальних середовищ та багаторазові відпуски при різних температурах, що дозволило цілеспрямовано створити в металі структурний стан і властивості, які не досягаються при використанні традиційних режимів зміцнюючої термічної обробки сталей подвійного призначення.

Це дозволило металу дослідних пластин з хромо-нікель-молібден-ванадієвої сталі витримати полігонні випробування на простріл боєприпасами, які рекомендовані ДСТУ 8782:2018 для випробувань бронесталей на 4 і 5 рівень захисту.

Практична значущість. На основі результатів теоретичних і експериментальних досліджень обґрунтовано запропоновані параметри технології термічної обробки з об'ємним зміцненням захисних елементів бронезилетів з використанням у якості прикладу хромо-нікель-молібден-ванадієвої сталі для отримання протикольової дії до 5 класу захисту в умовах експлуатації бронезилетів.

Матеріали та методика досліджень

В даній роботі проводили обробку по різним режимам шести пластин, але розглядаються дві дослідні сталеві пластини (№ 2, 3) з броньових листових сталей 0ХНЗМФ та «ОХ АRМОХ-500Т» товщиною 6,8 мм., які пройшли випробування на простріл на 4 -5 рівень захисту. Ці пластини пройшли термічну і комбіновану (хіміко-термічну) обробку по наступним режимам:

- пластина №3 (розміром $\approx 220 \times 220$ мм, товщиною 6,8 мм., сталь 0ХНЗМФ) – двократна аустенітизація при різних температурах, об'ємне загартування у маслі та відпуски;

- пластина №2 (розміром 125X125 мм, товщиною 5,8 мм, сталь АRМОХ-500Т) – карбонітрація (ТОВ «Карбаз») з наступним нагрівом під загартування та охолодженням в маслі та з наступним відпуском (інформація буде надана у матеріалах, ч.2).

Було проведено мікроструктурний, рентгеноструктурний аналіз зразків, замір твердості по перетину зразків, а також випробування пластин на простілі.

Теорія і аналіз отриманих результатів

Аналіз питання якості сталей, які можуть бути використані у якості високоміцного матеріалу для виробів відповідального призначення типу легкої броні, торсійних валів, валків холодної та гарячої прокатки, штампів гарячого та холодного деформування та інш. показує, що за останні 30- 40 років за рахунок виведення з експлуатації мартенівських агрегатів та отриманні рідкого металу з шихти, яка переважно формується з металобрухту, спостерігаються зміни як у кінетиці структуроутворення в металі виробів з такого металу, так і у зміні їх властивостей. А самим головним питанням, яке виникає у підприємств, які переробляють такий метал, є зниження рівня температури перепалу металу на ≈ 150 °С (і навіть більше), що суттєво обмежує температури нагріву металу для реалізації ефективного режиму гомогенізаційного відпалу та загартування. Цей фактор дуже впливає на режими термічної обробки (попередньої та фінішної) металовиробів з легованих та високолегованих сталей, які потребують проведення аустенітизацій при температурах вище 1100- 1150 °С, а для інструментальних сталей вище 1200 °С.

Необхідно також враховувати результати досліджень останніх десятиліть, які відомі з технічної літератури і змінюють уявлення фахівців про процеси водневого окрихчення та виникнення флокенів в сталях різного хімічного складу, особливо в сталях з підвищеною концентрацією ($\geq 1,5$ - 2,0 %) нікелю.

При виплавці сталей для виробів відповідального призначення повинні бути застосовані всі відомі способи їх очищення від

шкідливих домішок (сірки, фосфору, неметалевих включень і газів), у т.ч. і вакуумна обробки рідкої сталі.

Традиційний технологічний маршрут виготовлення листового прокату в умовах металургійних підприємств СНД включає виплавку в електро-сталеплавильному (ЕСПЦ) або в конвертерному цеху, розливання на установці безперервного розливання сталі (УНРС), порізки литого слябу на мірні довжини, прокатку і термообробку (з прокатного або окремого нагріву). При цьому сталі, які відносяться до категорій 3- 5 (флокеночутливі – особливо флокеночутливі) згідно до класифікації (наприклад, ЗАО НКМЗ) і які використовуються для виготовлення відповідальних деталей (наприклад, броньових, гарматних, валкових, інструментальних сталей), доцільно на стадіях отримання злитку або листового прокату піддавати термічній протифлокінній обробці (навіть за наявності в технологічному ланцюжку операції вакуумування рідкого металу).

Згідно аналізу хімічного складу (табл.1) багато броньових сталей (наприклад, сталі типу Hardox 600; Hardox Extreme; 1; 3; 71; 96 та інш.) леговані нікелем на рівні більше 1,5- 2,0 %, що істотно збільшує їх флокеночутливість і імовірність виникнення водневої крихкості або флокенів в металі. Тому при визначенні параметрів протифлокеної термічної обробки (ПФО) таких сталей слід враховувати вплив концентрації сірки в металі (рис. 2) на критичну концентрацію дифузійно-рухомого водню для кожного хімічного складу металу [25].



Рисунок 2 – Вплив концентрації сірки в металі поковок з чутливих до флокеноутворення сталей на їх відбраковування по флокенам [25]

Відомо, що сталі типу 3 або 0ХНЗМФ (табл. 1) відносять до 5 категорії (групи) флокеночутливості (наприклад по класифікації

ЗАО НКМЗ), в яких до групи 1 відносять низько- і середньо вуглецеві сталі, найменше чутливі до утворення флокенів при вмісті дифузійно-рухомого водню $\geq 2-2,5 \text{ см}^3/100$ грам металу (часто приймають рівним $1 \text{ см}^3/100 \text{ г} = 1 \text{ ppm}$). До 5 групи (особливо флокеночутливої) відносять леговані сталі, в яких концентрація Ni $\geq 2,5 \%$. Згідно до інформації, наведеній на рис. 2 [25], потрібно корегувати традиційні параметри термічної протифлокеної обробки металовиробів в залежності від концентрації сірки в конкретній плавці сталі і визначати критичну концентрацію дифузійно-рухливого водню в цієї сталі і призначати режими ПФО, які здатні забезпечити таку (або меншу) його концентрацію в металопрокаті або в металі поковки.

Численними дослідженнями встановлено, що істотний вплив на властивості металу в процесі термічного зміцнення і після нього виявляють наступні фактори:

1) - початковий вміст водню в металі. Так, наприклад, відомо, що при одній і тій же початковій концентрації водню в металі однієї плавки його вміст у термозміцненому металі в 1,5- 2,0 раз і більше, чим в металі у нормалізованому стані.

Результати досліджень останніх десятиліть структури і властивостей сталевих металовиробів [26], а також впливу температурно-часових параметрів протифлокених термічних обробок показали (рис. 3), що навіть при низьких температурах нагріву обробляемого металу і його ізотермічних витримках дифузія водню в металі досить активно виводить водень з металовиробів і знижує його концентрацію до безпечових рівней (приблизно $\leq 2,0-2,5 \text{ ppm}$ або $2-2,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$), тобто до рівня, коли така концентрація дифузійно-рухливого водню не призводить до виникнення флокенів в металі. Наведені результати досліджень показують доцільність використання в технологічній лінії виробництва листового металу або поковки з флокеночутливих сталей ізотермічних витримок в широкому інтервалі температур.

2) - співвідношення концентрації сірки та дифузійно-рухливого водню в металі. В останні десятиліття були отримані і наведені в літературних джерелах результати досліджень флокеночутливих сталей, які показують, що в залежності від співвідношення сірки і дифузійно-рухливого водню (рис. 2) в металі критична концентрація водню може змінюватися і становити значно нижче даних, наведених у старих джерелах інформації. Так було встановлено [25], що при концентрації сірки 0,005 % в металі з 65 плавок (усього було близько 110 плавок з різних сталей) з особливо флокеночутливих сталей (плавки) 65 були вражені флокенами. А при концентрації сірки 0,006 - 0,010 % відбраковка поковок складала 6,1 %. Збільшення концентрації

сірки в металі до 0,011 – 0,035 % вже мало впливає на рівень відбраковки по флокенам, який складає ~4 %. При концентрації сірки в сталі не менше 0,015 % критичний рівень водню складає 2 см³/100 г (2,0 ppm). При зменшенні концентрації сірки нижче 0,015% флокени виникають при меншій концентрації водню в металі. Ці фактори (як і інші) потрібно враховувати при створенні наскрізної технології виготовлення виробів відповідального призначення з флокеночутливих сталей, тобто, від кристалізації рідкого металу до фінішної термічної або комбінованої обробки готового виробу.

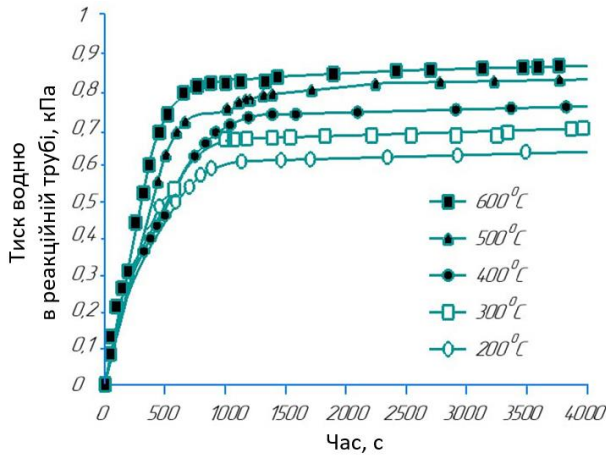


Рисунок 3 – Залежність зміни тиску в реакційній трубі (відображає зміну концентрації дифузійно-рухливого водню в сталі 40ХГМ, яка була попередньо насичена воднем) при нагріві до різних температур і ізотермічній витримці [26]

Аналіз впливу параметрів аустенізації в процесі попередньої та фінішної термічної обробки бронепластин для варіанту їх зміцнюючої термічної обробки з окремого нагріву показав, що високотемпературні нагріву (окрім гомогенізуючого відпалу) сприяють максимальному використанню рівня легування сталей (для реалізації ефективного твердо-розчинного зміцнення та додаткового зміцнення за рахунок виділення дисперсних частинок вторинної фази при подальшому відпуску), а також позитивно впливають на в'язкість руйнування високоміцних сталей.

Відомо [27, 28], що в'язкість руйнування сталей (оцінювалася за значеннями K_{1C}) є однією з найбільш структурно чутливих характеристик металу і суттєво залежить від типу, дисперсності частинок вторинної фази та рівномірності їх розподілу в металі

(особливо від тих, які присутні на межах зерен). Вважається, що коефіцієнт інтенсивності напруг (K_{IC}), є силовою характеристикою тріщиностійкості (в'язкості руйнування) при статичному навантаженні металу (ГОСТ 25.506-85).

Виходячи зі складності технології виготовлення листової заготовки для елементів бронезилетів, елементи якої негативно впливають на якість металу виробу протягом усього циклу переробки, доцільно виконати при постановці на виробництво листових пластин дослідження, які б дали можливість оцінити стійкість металу після фінішної термічної (або комбінованої) обробки до тріщиноутворення при врахуванні максимально можливої кількості параметрів його структурного стану після всіх технологічних переробок.

Найбільший інтерес для цієї мети представляє метод [29- 33], в якому запропоновано визначати механічну характеристику металу (RMC), що враховує вплив таких основних структурних параметрів, як розмір дійсного зерна або пакета мартенситу, форму і розмір частинок вторинної фази. Такий метод більш повно характеризує комплекс механічних властивостей металу та загалом конструкційну міцність виробу. Стійкість опору мікросколу (RMC) до дії зовнішніх факторів - температури, швидкості деформування, до виду напруженого стану дозволяють віднести цю характеристику в поєднанні з межею плинності металу (у вигляді відношення $R_{MC}/\sigma_T = K_B$) до найважливіших фундаментальних констант матеріалу. Цей метод дослідження схильності високоміцних сталей до крихкого руйнування ще цінний і тим, що дозволяє оцінювати вплив окрихчування металу, що викликається воднем.

У разі високотемпературної аустенізації, що дозволяє розчинити частинки вторинної фази, в'язкість руйнування сплавів 0,3 C- 5 Mo і 0,41 C- 5 Mo після аустенізації при 1200 °C і загартування мають рівень вище, ніж після аналогічного режиму з температурою аустенізації 870 °C. Результати цих робіт показують, що за таких умов (за відсутності частинок вторинної фази на межах зерен) в'язкість руйнування металу не залежить від температури аустенізації. У той же час практика показує, що у разі використання високотемпературних нагрівань металу без подальших термічних обробок перед остаточним загартуванням, що створюють умови для подрібнення аустенітного зерна при фінішній аустенізації, рівень ударної в'язкості знижується, а температура порога холодноламкості металу суттєво зростає. Результати роботи [34] також переконливо підтверджують зниження рівня K_{IC} за умов збільшення зеренної структури сталей. Тому доцільно використовувати для подрібнення зеренної структури після першої (високотемпературної) аустенізації інші раціональні

обробки перед фінішною аустенізацією з температур, яка забезпечує подрібнення аустенітних зерен. Відомо також, що застосування подвійного загартування (першого з високотемпературного стану, другого з нормальних температур) призводить до отримання зубчастої форми межзерених границь, що може бути одним із способів ослаблення відпускнуї крихкості (незворотній та оборотній) та підвищення рівня ударної в'язкості. Тому доцільно для отримання високоміцного стану в сталях, що містять у своєму складі сильні карбідоутворюючі елементи (КУЕ), для відповідальних виробів використовувати режими подвійної аустенізації для переведення максимальної кількості вуглецю і КУЕ в твердий розчин при першій аустенізації і зафіксувати пересичений стан матриці при загартуванні, а при реалізації другої аустенізації (з традиційною температурою нагріву для конкретної сталі) подрібнити аустенітне зерно і отримати після загартування наскрізну мартенситну структуру, а наступним відпуском (одно чи багатократним) досягнути виділення часток вторинної фази оптимального розміру та їх кількості [35-39].

Результати досліджень показали, що для багатьох сталей, наведених в таблиці 1 (з ванадієм), такою температурою першої аустенізації є ≈ 1050 - 1100 °С. Промислова апробація високотемпературної аустенізації на стадії попередньої термічної обробки (яка включала і ПФО) показала, що навіть температура нагріву до 960 - 980 °С забезпечує таким сталям рівень міцності, значно перевищуючий рівень межі плинності або пропорційності після традиційних температур аустенізації (850 - 880 °С). А для сталей, додатково мікролегованих, наприклад, ніобієм і бором, повного розчинення частинок вторинної фази можна досягти при температурах ≈ 1250 °С.

Дослідженнями різних вчених [40] встановлено також, що уповільнене (2 - 30 °С/хв) або інтенсивне нагрівання металу під фінішне загартування (після першої високотемпературної аустенізації) призводить до відновлення крупнозернистого аустеніту. Подрібнення зерна аустеніту відбувається при середніх швидкостях нагріву металу (≈ 200 - 1000 °С/хв) до традиційних температур аустенізації.

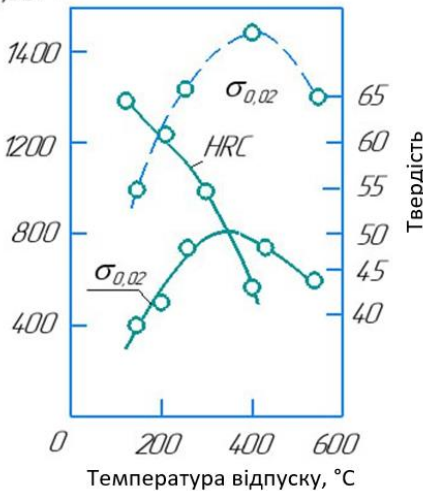
Тому для усунення структурної спадковості (відновлення великого розміру аустенітного зерна) при наступному (після високотемпературної обробки) загартуванні та подрібнення зеренної структури оброблюваної сталі типу 0ХНЗМФА (наприклад, сталі 71; 88Ш; 42 та інші – табл. 1) в відомих роботах [41, 42] рекомендується дотримуватися наступних основних параметрів технологічних операцій:

- після високотемпературного загартування проводити відпуск

(одно- або багаторазовий), температурно-часові параметри якого зможуть істотно змінити дислокаційну субструктуру пакетного мартенситу і стан α -твердого розчину (тобто >350 °С з витримкою ≥ 1 год.), тобто з метою усунення структурних факторів, які не дозволяють створити умови для відновлення дрібного зерна аустеніту при фінішному загартуванні з традиційних температур. Доцільно тільки після такого відпуску проводити нагрівання під фінішне загартування;

- нагрів під фінішне (після високотемпературної обробки) загартування доцільно вести зі швидкістю менше 50 °С/с.

При цьому в залежності від рівня легованості сталей після загартування можуть використовувати низький, середній (рис. 3), або високий (рис. 4) відпуск, які відповідно забезпечують отримання високих показників міцності (межі пропорційності, пружності або плинності) за рахунок дисперсійного або вторинного твердіння металу [43].

$$\sigma_{0,02}, \text{Н/мм}^2$$


Хімічний склад

досліджених сталей:

— вуглецева сталь із
0,75...0,8% С;

—○— вуглецева легована
сталь (С=0,5...0,6%;

Si=0,8...1,1%;

Mn=0,15...0,4%;

Cr=0,9...1,2%;

W=1,8...2,2%;

V=0,15...0,3%)

Рисунок 3 - Залежність значень межі пружності й твердості загартованих вуглецевих сталей від температури наступного відпуску [43]

При проектуванні металовиробів відповідального призначення у якості критерія міцності вводяться нормовані рівні межі плинності, пружності або пропорційності. У ряді нормативних документів, що регламентують рівень механічних характеристик металу різних виробів, запроваджено такий параметр, як відношення абсолютних величин межі плинності та межі міцності (σ_T/σ_B). Вважається, що різниця в абсолютних значеннях межі міцності та плинності визначає запас пластичності металу виробу.

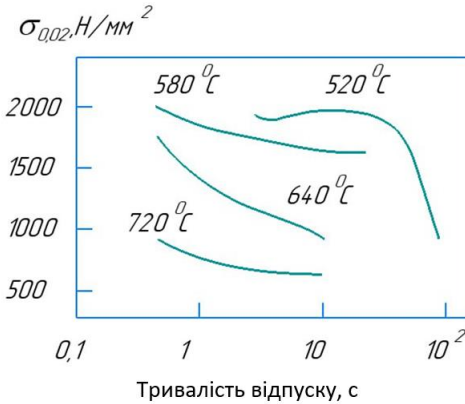


Рисунок 4 - Вплив температури й тривалості відпуску на границю текучості легваної сталі 4X5МФС [43]

Для низьколегованих сталей, які зміцнюються у потоці прокатного стану (загартування з прокатного нагріву, при цьому можливо з самовідпуском або після окремого низького відпуску) після виконання зміцнюючої термічної обробки листового прокату заборонено піддавати такий метал будь-якому температурному впливу вище $\approx 250^{\circ}\text{C}$, оскільки він може призвести до повної або часткової втрати експлуатаційних властивостей [10].

Відомо, що для отримання листового прокату з високим рівнем конструктивної міцності металу при експлуатації в умовах локальних ударних впливів [27, 28, 36-39] основними факторами є:

а) твердорозчинне зміцнення матриці легуючими елементами, що підвищують напруження тертя решітки та опір руху дислокацій, що підвищують у т.ч і стійкість сталі проти відпуску;

б) зміцнення за рахунок мартенситного перетворення з подальшим відпуском (або відпусками), що створює оптимальну субструктуру та реалізує дисперсійне або вторинне твердіння сталі (в залежності від рівня легуваності сталі);

в) зменшення розміру зерна аустеніту (відповідно і вторинної структури);

г) отримання дисперсних частинок вторинної фази та рівномірний їх розподіл у матриці;

д) зниження рівня внутрішніх напружень і забезпечення металу стискаючих напружень;

е) використання сучасних комбінованих обробок для підвищення рівня конструктивної міцності за рахунок створення надтвердого зовнішнього шару покриття у процесі хіміко-термічної обробки пластин з листового металу або використання нових схем деформаційної обробки чи термічної обробки для отримання наноструктурного стану в металі та інших сучасних технологій, які

взможі забезпечити сталевим пластинам рівень міцності (тимчасового опору) ≥ 2000 МПа, який практично неможливо отримати традиційними методами обробки.

При реалізації будь-якого з перерахованих механізмів зміцнення межа міцності (особливо для межі пружності і пропорційності) буде тим вищою, чим менше буде в структурі сталі немартенситних структурних складових, нижче рівень мікрореформацій (залишкових напруг) при максимальній кількості дисперсних частинок вторинної фази, рівномірно розподілених у матриці.

Враховуючі вищенаведені положення, які впливають на процеси структуроутворення в сталях подвійного призначення були розроблені режими ступінчастого нагріву до високотемпературної аустенітизації, загартування (з отриманням наскрізної мартенситної прогартованості) та проміжних відпусків перед фінішною аустенітизацією, які забезпечили отримання в металі безпечного рівня дифузійно-рухливого водню та подрібнення аустенітного зерна в металі у процесі фінішного нагріву та загартування, що разом з подальшими відпусками дали можливість отримати твердість пластин (по перетину) зі сталі 0ХНЗМФ на рівні 53-55 HRC.

Результати досліджень експериментальної пластини на простріл

Результати випробувань на простріл дослідної пластини розміром $\approx 220 \times 220$ мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХНЗМФ (№ 1) на відповідність базовим рівням захисту (тип 1) - 4 або 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1). Фото дослідних пластин або їх фрагментів після балістичних випробувань наведені на рис. 5-7.

Дослідна пластина пройшла балістичні випробування на здатність зупиняти гвинтівочні кулі 7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) ЛПС із нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з гвинтівочним патроном та на здатність зупиняти автоматні кулі 5,45x39 мм ПП (7Н10) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з автоматним патроном (див. рис. 5 а, б) - на відповідність базовому рівню захисту для бронезилетів зовнішнього носіння (тип 1) - 4 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1).

Були проведені балістичні випробування пластини при використанні легкої кулі ЛПС зі сталевим нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці 7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) ЛПС (57-Н-323с) з гвинтівочним патроном (див. рис. 6 а, б) згідно до нормативів для балістичного випробування (табл. 1, ДСТУ 8782-2018) на 5 рівень захисту (був використаний ручний кулемет МГ-1М виробництва Болгарії, ствол американської фірми Remington). Також проведені балістичні випробування на 5 рівень захисту з використанням

кулі FMJ RN US (див. рис. 7) із суцільно металевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62мм х51 мм (FMJ-U.S. Military designation M80 згідно до класифікації бронежилетів за тривкістю до дії засобів ураження США (відповідає III класу захисту) - Додаток А, табл. 1, ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06, NIJ 0101.04) з свинцевим осередям та гвинтівочним патроном (була використана снайперська гвинтівка виробництва Чехії, ствол американської фірми Remington – модель 700 ADL Tactical FDE 20" cal. 308).

Для визначення запасу конструктивної міцності дослідної бронепластини було проведено випробування на простріль з використанням бронебійно-запальної кулі БЗ 7,62 мм х 54 мм (7.62x54R) із термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці (57-БЗ-231) з гвинтівочним патроном (див. рис. 8) – норматив для балістичного випробування (табл. 1, ДСТУ 8782-2018) на 6 рівень захисту (був використаний ручний кулемет MG-1М виробництва Болгарії, ствол американської фірми Remington).

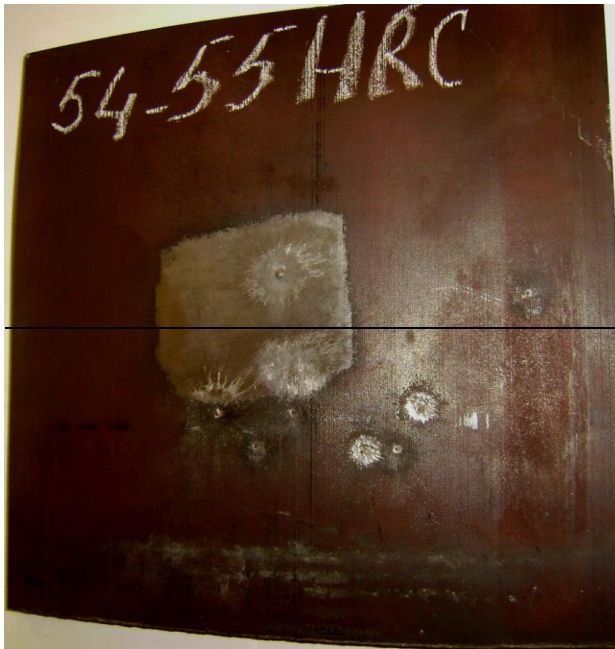


Рисунок 5, а – Фото дослідної пластини для бронежилету після відстрілу боеприпасами з автоматів АК-47, АК-74 на 4 рівень захисту за ДСТУ 8782:2018



Рисунок 5, 6 – Фото фрагменту дослідної сталевієї пластини розміром 220 x 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХНЗМФ (лицьова площина – місця зіткнення пуль з металом пластини)

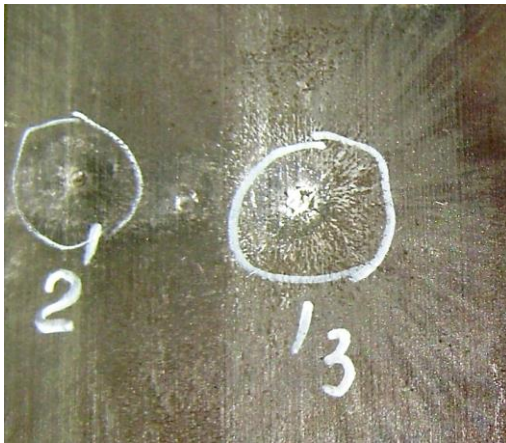


Рисунок 6 - Фото фрагменту дослідної сталевієї пластини розміром 220 x 220 мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХНЗМФ (лицьова площина – місця зіткнення пуль з металом пластини) після відстрілу за ДСТУ 8782:2018 на відповідність 5 класу захисту гвинтівочною кулею ЛПС 7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) ЛПС (57-Н-323С) з нетермозміцненим осередям у сталевій оболонці з гвинтівочним патроном (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 2) та кулею із суцільнометалевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62 мм x 51 мм з гвинтівочним патроном (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 3)



Рисунок 7 - Фото фрагменту з дослідної пластини № 1 розміром $\approx 220 \times 220$ мм товщиною 6,8 мм зі сталі 38ХНЗМФА після випробування бронебіійно-запалювальною кулею 7,62 мм x 54 мм (7.62 x54R) із термозміцненим осередям у сталевій оболонці (Б32 7-Б3-323) з гвинтівочним патроном на відповідність 6 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1).

Таким чином при випробуванні на простріль бронепластини № 1 зі сталі 0ХНЗМФ у відповідності до вимог ДСТУ 8782:2018 за нормальними кліматичними умовами (температура 27 °С, вологість 78 %) на дистанції обстрілу 10 м з використанням різних боєприпасів були отримані наступні результати:

1) при випробуваннях пластини розміром $\approx 220 \times 220$ мм товщиною 6,8 мм зі сталі 0ХНЗМФ (рис. 5 а, б), на відповідність 4 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) використовували гвинтівочні кулі 7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) ЛПС із нетермозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з гвинтівочним патроном (рис.5 а) та автоматні кулі 5,45 x 39 мм ПП (7Н10) з термозміцненим осередям у сталевій (біметалевій) оболонці з автоматним патроном (див. рис. 5 б). Метал пластини витримав зіткнення з кулями вказаних боєприпасів без скрізних отворів, розтріскування металу у зоні зіткнення, а тільки на зовнішній площини наявно видно відбитки від куль глибиною 1-1,5 мм;

2) балістичному випробуванні пластини на відповідність 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) використовували гвинтівочні кулі ЛПС

7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) ЛПС (57-Н-323С) з нетермозміцненим осередям у сталевій оболонці з гвинтівочним патроном (місця зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 2). При цьому пластина витримала удар і отримала незначне пошкодження – заглиблення до 1 – 1,5 мм (рис. 6 а). Були також використані кулі із суцільнометалевою оболонкою з мідного сплаву з носовою частиною напівсферичної форми 7,62 мм x 51 мм з гвинтівочним патроном. Згідно Додатку А, табл. 1, ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06, NIJ 0101.04; FMJ-U.S. Military designation M80) використана куля FMJ RN US за методиками випробувань є нормативом для тестування бронепластин III рівня захисту згідно до класифікації бронежилетів за тривкістю до дії засобів ураження США (що аналогічно 5 класу захисту за ДСТУ 8782:2018). Метал пластини витримав удар від зіткнення з кулею (місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою №3) без скрізних отворів, розтріскування металу у зоні зіткнення, а на зовнішній площині пластини наявно видно тільки відбиток (заглиблення) глибиною ≈ 1 мм;

3) для визначення запасу конструктивної міцності металу дослідної пластини було вирішено провести випробування на відповідність 6 класу захисту за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1) з використанням бронебійно-запалювальної кулі 7,62 мм x 54 мм (7.62 x 54R) із термозміцненим осередям у сталевій оболонці (Б32 7-Б3-323) з гвинтівочним патроном. Метал пластини отримав наскрізний простріл та від динамічної дії кулі пластина у зоні зіткнення розколась на частини (рис. 7, місце зіткнення металу з кулею відмічено цифрою № 1). При цьому отвір в металі пластини практично дорівнює діаметру кулі.

Результати випробування показали, що дослідна бронепластина № 1 зі сталі 0ХНЗМФ розміром $\approx 220 \times 220$ мм і товщиною 6,8 мм не витримала додаткового випробування на відповідність базовому рівню захисту 6 класу за ДСТУ 8782:2018 (п. 5.2.1, табл. 1) для бронежилетів зовнішнього носіння (тип 1).

Фото дослідної пластини №1 після балістичних випробувань на різні рівні захисту за ДСТУ 8782:2018 наведені на рис. 5-7.

Висновки

При виконанні досліджень виконано аналіз хімічного складу відомих у відкритих джерелах інформації сталей подвійного призначення, які використовуються різними країнами для виготовлення легкої броні та виробів з неї (таблиця 1). Враховуючи наявність у складі наведених в таблиці 1 сталей карбідо- та нітридоутворюючих елементів, які мають високу температуру дисоціації (від 1050 до 1260 °С і вище, необхідно використовувати для отримання

високоміцного металу у готовому виробі високотемпературні нагріву для реалізації гомогенізаційного відпалу заготовки або поковки та температури аустенізації для загартування, після якого необхідно використовувати загартування з традиційних температур, яке взмозі забезпечити подрібнення аустенітного зерна у разі використання раціонального режиму відпуску після високотемпературного загартування. Наявність в складі сталей з підвищеної концентрації нікелю підвищує їх флокочутливість. Тому для використання таких сталей при виготовленні високоміцних виробів відповідального призначення доцільно використовувати в технологічній схемі переробки металу термічну протифлокоу обробку з досягненням в металі безпечного рівня дифузійно-рухливого водню, враховуючи наявну концентрацію сірки в конкретній плавці металу та данні про її вплив на безпечний рівень водню в металі.

Для отримання бронепластин з гомогенного металу, які взмозі забезпечити рівні захисту 4 та 5 класів за ДСТУ 8782:2018, доцільно використовувати листовий металопрокат з рівнями твердості 550 – 650 НВ, який виробляється за технологією регламентованої прокатки зі здійсненням режиму загартування в лінії стану (з прокатного нагріву) з наступним самовідпуском або низьким відпуском (<250 °С) з окремого нагріву. При відсутності такої можливості отримувати листовий металопрокат після термомеханічної обробки з загаруванням його в лінії стану можливо використовувати гарячекатаний лист зі сталей подвійного призначення для виготовлення бронепластин на 4 і 5 клас захисту після проведення ефективних режимів подвійного загартування та відпусків з окремих нагрівів. Для створення ефективної технології виробництва конкурентоспроможних бронепластин доцільно провести дослідження впливу раціональних складів сталей подвійного призначення в залежності від схем та параметрів їх термічної або комбінованої обробки (деформаційно-термічної або хіміко-термічної) бронепластин на їх експлуатаційну стійкість з використання найбільш ефективних методів визначення тріщиностійкості металу.

Результати досліджень отримані при фінансовій підтримці Національного фонду досліджень України у межах проекту (реєстраційний номер 2025.06/0084)

Перелік посилань

1. Материалы и технологии. Броневые металлические материалы. Том 2, Кн.1 (А-О). Киев: ИПМ; Наукова думка, - С.174-178
2. Класифікація бронезилетів за ДСТУ 8782:2018, NIJ 0101.06. URL: <https://velmet.ua/klasifikatsiya-bronejiletiv-standart-dstu-8782-2018-nij-0101->

6.html (дата звернення 12.01.2025).

3. Уляна Радостіна. Клас захисту бронезилета. Стандарти ДСТУ і НАТО. URL: <https://arp.co.ua/klas-zakhystu-bronezhyleta.-standarty-dstu-i-nato> (дата звернення 12.01.2025)

4. Броневая сталь «СПС-43» / Бюро научно-технической информации «Техника для спецслужб»: [сайт]. URL: <http://www.bnti.ru/des.asp?itm=2390&tbl=08.02.05.&ysclid=15mi3kout157231786> (дата звернення : 10.06.2022)

5. Дейнеко Л. М., Лобода П. І., Андреев А. О., Столбовий В. О. та інш. Розробка параметрів комплексної технології обробки основних жорстких елементів протикульових бронезилетів. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 3(86). С.37- 43

6. Материалы и технологии. Броневые керамические материалы. Т. 2, Кн. 1 (А-О). Киев: ИПМ; Наукова думка, - С. 171-174

7. Марченко О. С. Перспективи розвитку засобів індивідуального бронезахисту. *Сучасна спеціальна техніка*. 2010. № 3(38). С. 99-106.

8. Bobrova, S., Serhienko, L., Halavska, L., & Shatylo, T. (2023). Analysis of national and international standards in the field of personal armor protection. *Herald of Khmelnytskyi National University. Technical Sciences*, 329(6), 64-69. <https://doi.org/10.31891/2307-5732-2023-329-6-64-69>

9. Делле В. А. Легированная конструкционная сталь. М., Металлургиздат, 1953. 209 с.

10. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. /Пер.с англ., М., Металлургия, 1982

11. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. 2-е изд., М., Металлургия. 1971.

12. Еднерал К. В и др. Физика металлов и металловедения, 1968, т. 26, в. 5. 850 с.

13. Рахштадт А. Г. и др. В сб. Современные сплавы и их термическая обработка., М., Машгиз, 1958.

14. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 4-е изд., М., Металлургия, 1975. 48 с.

15. Кевези П., Ливерлэнд Дж. В. Низко- и среднелегированные высокопрочные стали. / В кн. Высокопрочная сталь.- Пер. с англ. Под ред. Гордиенко Л. К., М. : Металлургия, 1965. С. 160-185.

16. Прайст А., Мей М. Вязкость разрушения ряда опытных высокопрочных сталей./ В кн. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. Пер.с англ. Под ред. Берштейна М. Л. М. : Металлургия 1973. С. 161-193.

17. Томас Дж. Фазовые превращения и микроструктура сплавов с высокой прочностью и вязкостью разрушения. Возможности и ограничения их использования при разработке сплавов/ В кн. Проблемы разработки конструкционных сплавов. Пер. с англ. Под ред. Джаффи Р., Нью-Йорк, 1977, С. 176- 204.

18. Котрелл Л. М. Требования, предъявляемые к высокопрочным сталям. / В кн. Высокопрочная сталь. Пер. с англ. Под ред. Гордиенко Л. К., М. : Металлургия, 1965. С. 1-9

19. Рябов В. В. Разработка износостойкой стали с пределом текучести

1200-1700 МПа для деталей робочих органів ґрунтообробувальних машин. Диссерт. на соиск учен. степ. к.т.н. по 05.16.01 С.- П., 2016.

20. Speera J., Matlock D. K., De Cooman B. C., Schroth J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta materialia*. 2003. Volume 51, Issue 9. pp. 2611–2622.

21. Quenching and partitioning martensite- a novel heat treatment /D. V. Edmonds, K. Hea, F. C. Rizzob, B. C. De Cooman// *Materials science and engineering*. 2006. Volumes 438–440. P. 25–34.

22. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning/ Clarke A. J., Speer J. G., Matlock D. K., Rizzo F. C., Edmonds D. V., etc // *Scripta Materialia*. 2009. vol. 61. pp.149-152.

23 Формирование гетерофазной структуры в низколегированной стали применением инновационной технологии термической обработки «Quenching and Partitioning» / В. И. Зурнаджи, В. Г. Ефременко, В. Г. Гаврилова и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2018. № 40 (12). С. 1603-1624.

24. Воробьев Н. И., Токовой О. К., Мокринский А. В. и др. Влияние содержания серы и неметаллических включений в стали на флокенообразование в крупных поковках. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, 2003, №2. С.18-20.

25. Шабуров А. Д. Теоретические и технологические аспекты энергосберегающей противфлокеной обработки поковок с использованием внепечного замедленного охлаждения в термосах с учетом эффекта захвата водовода ловушками. Автореферат диссерт. на соиск. уч. степени канд. техн. наук 15.16.01. Челябинск, 2014.

26. Закей В. Ф., Паркер Е. П. Успехи в разработке сплавов на основе железа. В кн. *Проблемы разработки конструкционных сплавов*. Под ред. Джаффи., Нью-Йорк, 1977. Пер. с англ., М. : Металлургия, 1980. С.86-112.

27. Дейнеко Л. М. Розробка наукових основ змінювальної термічної обробки сполучних деталей нафтогазопроводів і виробів спеціального призначення. Дис. на здобуття наук. ступ. д.т.н., Дніпропетровськ, 2000.

28. Мешков Ю. Я. Физические основы разрушения стальных конструкций.- Киев : Наукова думка, 1981. 238 с.

29. Мешков Ю. Я. Физика разрушения стали и актуальные вопросы конструкционной прочности. В кн. *Структура реальных металлов*. Киев, Наукова думка, 1988. С.235-255.

30. Мешков Ю. Я. Проблемы вязкости и энергоемкости разрушения конструкционных сталей в современном материаловедении // *Металлознавство та термічна обробка металів*. 1999. № 3. С. 34-40.

31. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металла и хрупкость стальных деталей.-Киев : Наук.думка, 1989. 160 с.

32. Meshkov Yu. Ya., Serditova T. N. Ductile fracture criterion for uniaxial tension of low-carbon steels. *Physics of Metals*. 1985. 5(6). P. 1180-1188

33. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов, Новосибирск, Наука, Сибирское отделение, 1990, 306с.

34. Фирт К., Гарвуд Р. Фрактография и вязкость разрушения высокопрочной 5% Сг-Мо-V стали / В кн. *Вязкость разрушения высокопрочных материалов*. - Пер.с англ. Под ред. Берштейна М. Л., М. :

Металлургия 1973. С. 1136-151

35. Fundamental aspects of structural alloy design/ Eds. R. I. Jaffee and B. A. Wilcox. Battelle institute materials science colloquia, 1975

36. Гудремон Э. Специальные стали. Изд.2-е. Пер. с нем. Т. 2, М. Metallurgia. 1966. С.1049 -1076

37. Приданцев М. В., Давыдова Л. Н., Тамарина И. А. Конструкционные стали. Справочник. М. : Metallurgia, 1980. 288 с.

38. Ильина В. П. Влияние предварительной термической обработки на микроструктуру и сопротивление хрупкому разрушению высокопрочных сталей. МиТОМ, 1998, № 8. С.5

39. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали, М. : Metallurgia, 1973. 208 с.

40. Телевич Р. В., Приходько С. В., Кочерга О. В. Кристаллография $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в отпущенной конструкционной стали. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на структурную наследственность при быстром нагреве». *Металлофизика*, 1993, т.15, № 10. С. 81-89,

41. Телевич Р. В., Приходько С. В. Кристаллография $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в отпущенной конструкционной стали. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на кристаллографию мелкозернистого комплекса аустенита, *Металлофизика*, 1993, т.15, №12. С. 35-41.

42. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка. Справочник. Пер.с венгерского, под ред. Л. С. Кремнева. М. : Metallurgia, 1982.

References

1. *Materials and technologies. Armored metallic materials*. Vol. 2, Book 1 (A-O). IPM; Scientific opinion, pp 174-178

2. Classification of body armor according to DSTU 8782:2018, NIJ 0101.06. Available from: <https://velmet.ua/klasifikatsiya-bronejiletiv-standart-dstu-8782-2018-nij-0101-6.html>

3. Ulyana Radostina. Protection class of body armor. DSTU and NATO standards. URL: <https://arp.co.ua/klas-zakhystu-bronezhyleta.-standarty-dstu-i-nato> (access date 01/12/2025)

4. Armored steel "SPS-43". Bureau of scientific and technical information "Technique for special services": [site]. - URL: <http://www.bnti.ru/des.asp?itm=2390&tbl=08.02.05.&ysclid=l5mi3koutt157231786> (access date: 06/10/2022)

5. Deineko, L. M., Loboda, P. I., Andreyev, A. O., Stolbovy, V. O. et al (2019). Development of parameters of a complex technology for processing the main rigid elements of bulletproof vests. *Metallurgy and heat treatment of metals*, (3(86)), 37-43

6. *Materials and technologies. Armored ceramic materials*. Vol. 2, Book 1 (A-O). IPM; Scientific opinion (pp 171-174)

7. Marchenko, O. S. (2010). Prospects for the development of individual armor protection. *Modern special equipment*, 3(38), 99-106.

8. Bobrova, S., Serhienko, L., Halavska, L., & Shatylo, T. (2023). Analysis of national and international standards in the field of personal armor protection. *Herald*

of Khmelnytskyi National University. *Technical Sciences*, 329(6), 64-69. <https://doi.org/10.31891/2307-5732-2023-329-6-64-69>

9. Delle, V. A. (1953). *Alloy structural steel*. Metallurgizdat
10. Pickering, F. B. (1982). *Physical metal science and steel development*. Metallurgy
11. Rahstadt, A. G. (1971). *Spring steels and alloys*. Metallurgy
12. Edneral, K. V. et al. (1968). *Physics of metals and metal science*, 26(5), 850
13. Rahstadt, A. G. et al. (1958). In *Modern alloys and their thermal treatment*. Mashgiz
14. Heller, Yu. A. (1975). *Tool steels*. Metallurgy
15. Kevezy, P., Liverland, J. V. (1965). *Low- and medium-alloy high-strength steels*. / In the book *High-strength steel*. Metallurgy, pp 160-185
16. Preist, A., & May, M. (1973). Fracture toughness of a series of experimental high-strength steels/ In the book *The fracture toughness of high-strength materials*. Metallurgy, pp 161-193
17. Thomas, J. (1977). Phase transformations and microstructure of alloys with high strength and fracture toughness. Possibilities and limitations of their use in the development of alloys. In the book *Problems of development of structural alloys*. New York, pp 176-204
18. Cottrell, L. M. (1965). Requirements for high-strength steels. In the book *High strength steel*. Metallurgy, pp 1-9
19. Ryabov, V. V. (2016). *Development of wear-resistant steel with a yield strength of 1200-1700 MPa for parts of working bodies of tillage machines*. Dissertation. for the competition of a scientist. Ph.D. to 05.16.01
20. Speera, J., Matlocka, D. K., De Coomanb, B. C., & Schrothc, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta materialia*, 51(9), 2611–2622.
21. Edmondsa, D. V., Hea, K., Rizzob, F. C., & De Coomanc, B. C. (2006). Quenching and partitioning martensite - a novel heat treatment. *Materials science and engineering*, 438-440, 25–34
22. Clarke, A. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., Rizzo, F. C., Edmonds, D. V., et al. (2009). Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. *Scripta Materialia*, 61, 149-152
23. Zurnadzhi, V. I., Efremenko, V. G., Gavrilo, V. G., et al. (2018). Formation of a heterophase structure in low-alloy steel using innovative technology of thermal processing "Quenching and Partitioning". *Metallophysics and new technologies*, (40(12)), 1603-1624
24. Vorobyev, N. Y., Tokovoy, O. K., Mokrinsky, A. V. et al. (2003). Influence of sulfur content and non-metallic inclusions in steel on floc formation in large forgings. *Bulletins of higher educational institutions. Black Metallurgy*(2), 18-20
25. Shaburov, A. D. (2014). *Theoretical and technological aspects of energy-saving anti-flaking treatment of forgings with the use of sudden slow cooling in thermoses, taking into account the effect of capturing the water pipe with traps*. Dissertation abstract. on the application form. candidate degree technical Sciences 15.16.01. Chelyabinsk
26. Zakey, V. F., & Parker, E. P. (1980). Successes in the development of iron-based alloys. In the book *Problems of development of structural alloys*.

Metallurgiya, pp 86-112

27. Deineko, L. M. (2000). *Development of scientific foundations of strengthening heat treatment of connecting parts of oil and gas pipelines and special-purpose products*. Dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences, Dnipropetrovsk

28. Meshkov, Yu. Ya. (1981). *Physical foundations of destruction of steel structures*. Naukova dumka

29. Meshkov, Yu. Ya. (1988). Physics of steel destruction and topical issues of structural strength. In the book *The structure of real metals*. Naukova dumka, pp 235-255

30. Meshkov, Yu. Ya. (1999). Problems of viscosity and energy-intensive destruction of structural steels in modern materials science. *Metalology and heat treatment of metals*, (3), 34-40

31. 225. Meshkov, Yu. Ya., & Pakhareno, G. A. (1989). Metal structure and brittleness of steel parts. Naukova dumka

32. Meshkov, Yu. Ya., & Serditova, T. N. (1985). Ductile fracture criterion for uniaxial tension of low-carbon steels. *Physics of Metals*, 5(6), 1180-1188

33. Tushinsky, L. I. (1990). *Theory and technology of hardening of metallic alloys*. Nauka, Siberian Department

34. Firth, K., & Harwood, R. (1973). Fractography and fracture toughness of high-strength 5% Cr-Mo-V steel. In the book *Viscosity of destruction of high-strength materials*. Metallurgy, pp 1136-151

35. Jaffee, R. I. & Wilcox, B. A. (Eds). (1975). Fundamental aspects of structural alloy design. *Battelle institute materials science symposium*

36. Goodremon, E. (1966). *Special steel*. Vol. 2. Metallurgy. (pp 1049 -1076)

37. Prydantsev, M. V., Davydova, L. N., & Tamarina, I. A. (1980). *Structural steel*. Metallurgy

38. Ilyina, V. P. (1998). The effect of preliminary heat treatment on the microstructure and resistance to brittle fracture of high-strength steels. *MyTOM*, (8), 5

39. Sadovsky, V. D. (1973). *Structural heredity in steel*. Metallurgy

40. Televych, R. V., Prikhodko, S. V., & Kocherga, O. V. (1993). Crystallography of the transformation in tempered structural steel. The influence of the degree of preliminary tempering of martensite on structural heredity during rapid heating. *Metallophysics*, 15(10), 81-89

41. Televych, R. V., & Prikhodko, S. V. (1993). Crystallography of the transformation in tempered structural steel. The influence of the degree of preliminary tempering of martensite on the crystallography of fine-grained austenite complex. *Metallophysics*, 15(12), 35-41

42. Artinger, I. (1982). *Tool steels and their heat treatment*. Directory. Metallurgy

L. M. Deyneko¹, Professor, D. Sc. (Tech.), ORCID 0000-0002-1177-3055

V. L. Pinchuk^{2,*}, ORCID 0000-0001-8257-9252

A. O. Taranenko³, ORCID 0000-0001-6370-4492

¹ Ukrainian State University of Science and Technology

² *Nikopol Professional College, Ukrainian State University of Science and Technology*

³ *State Enterprise "Research and Design and Technological Institute of Pipe Industry named after Ya. Yu. Osady"*

* *Corresponding author: v.l.pinchuk@nmt.org.ua*

MAIN FACTORS THAT AFFECT THE OPERATIONAL STABILITY OF THE METAL OF BULLETIN VEST PLATE

Abstract. In the conditions of a full-scale war that continues in Ukraine, the issue of protecting the life and health of citizens has acquired special importance. Military personnel, law enforcement officers, medics, volunteers and citizens working in open spaces risk their lives every day, performing tasks both in the combat zone and practically throughout the country. In these circumstances, reliable personal protective equipment, in particular personal safety equipment (PPE) - bulletproof vests, are vitally necessary to save lives and minimize the risks of injuries and wounds not only from bullets, but to a greater extent from fragments. A bulletproof vest is the most important element of equipment for protecting a person from various critical and fatal injuries. Among various threats, bullet impact is one of the most common threats. Ballistic impact is a very complex mechanical process during which a bullet with a very low mass and high velocity is pushed by powder gases and hits the target. The absorption of energy before the bullet reaches the target and its distribution among ballistic materials are very important aspects for understanding the principle and effect of energy transfer from a bullet or projectile [1]. The aim of the article is to study the influence of the chemical composition of steels, methods of obtaining sheet metal and modes of thermal (for a homogeneous state) and chemical-thermal treatments (for obtaining a heterogeneous state) on the properties of steels selected for research and to select rational steel compositions for the manufacture of protective sheets of body armor and to develop modern treatment modes to ensure 4-5 protection classes according to DSTU 8782:2018, which is one of the key ones in Ukraine in this area [2,8].

Key words: body armor, steel, heat treatment, hardening, tempering, carbonitriding, structure, hardness, penetration.

For citation: Deyneko, L. M., Pinchuk, V. L., & Taranenko, A. O. (2026). Main factors that affect the operational stability of the metal of bulletin vest plate. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 122-155. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-008>

Рукопис надійшов до редакції / Received 05.03.2026

Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026

Опубліковано / Published 30.05.2026