УДК 621.791.754

Сливінський О. А.[1]***, Бісик С. П.***[2]***, Чернозубенко О. В.***[2]

[1] **Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут». Україна, м. Київ**
[2] **Центральний науково-дослідний інститут озброєння та військової техніки Збройних Сил України. Україна, м. Київ**

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ ЗАКОРДОННОГО ВИРОБНИЦТВА

За допомогою методів обчислювальної термодинаміки побудовано термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту броньових легованих сталей. Вивчено особливості перетворення, мікроструктурний стан та температури початку утворення фаз. Визначено твердість, границю текучості та міцності металу ділянки перегріву при різних швидкостях охолодження. Досліджено мікроструктуру металу зварного з'єднання сталі ARMSTAL 500.

Ключові слова: високоміцні леговані сталі ARMSTAL 500, Armox 500T, SWEBOR ARMOR 560, Miilux Protection 500; зварні з'єднання; зона термічного впливу; структура металу; CALPHAD; термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту; твердість металу.

1. Вступ

Досвід останніх військових конфліктів в Грузії, Лівії, Сирії та Антитерористичної операції на сході України вказує на суттєвий дисбаланс між рівнем розвитку засобів ураження бойових броньованих машин (ББМ) та рівнем розвитку засобів їх захисту, що, в свою чергу, вимагає нових концепцій створення та бойового застосування перспективних типів ББМ [1, 2]. При цьому, технологія виготовлення, організація технологічної підготовки та виробничого процесу, не менш ніж проектні рішення, виступають невід'ємними факторами, що визначають відповідність виготовленого зразка ББМ заявленим тактико-технічним характеристикам (ТТХ) та впливають на захищеність її бронекорпусу (рис. 1).

Вищезазначене є особливо актуальним для ББМ легкої категорії за масою, бронекорпуси яких являють собою зварні просторові тонколистові конструкції, що складаються з зовнішніх панелей, виготовлених з легованих броньових сталей, з'єднаних між собою та з внутрішнім силовим каркасом.

2. Постановка проблеми

Сучасні броньові сталі «західного» виробництва поділяються за рівнем твердості листового напівфабрикату на три групи: 1) сталі з твердістю біля 400 НВ (реально 210...470 НВ) — т. зв. RHA-сталі (Rolled Homogeneous Armor), що нормуються за військовими ТУ США MIL-DTL-12560; 2) сталі з твердістю біля 500 НВ (реально 477...534 НВ) — HHA-сталі (High Hard Armor) згідно MIL-DTL-46100 та 3) сталі з твердістю не менше 570 НВ — UHH-сталі (Ultra High Hard Armor) за MIL-DTL-32332. Сталі 1-ої групи постачаються в стані після гартування й високого відпуску та застосовуються переважно у вигляді товстолистового прокату для виготовлення важкої бронетехніки. Сталі 3-ї групи через високий вміст

© Сливінський О. А., Бісик С. П., Чернозубенко О. В.

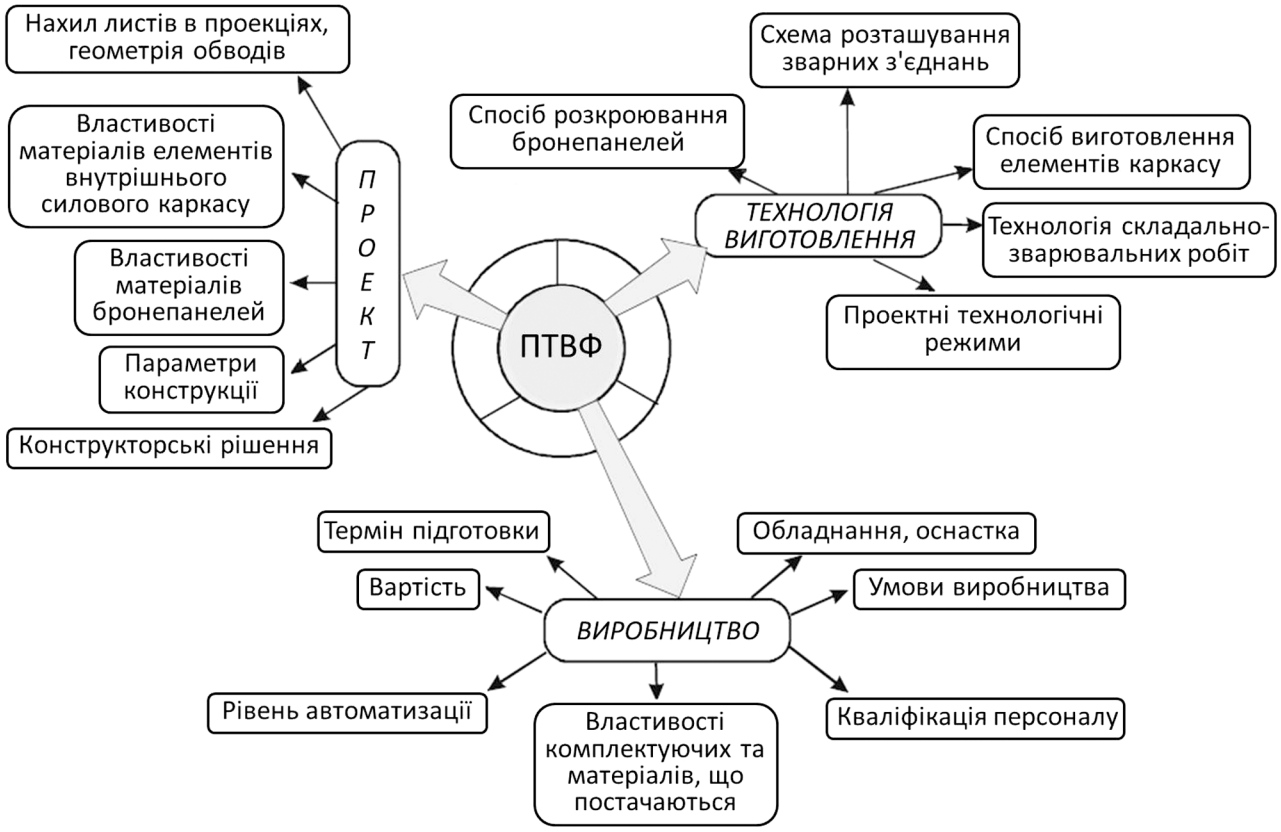

Рис. 1. Проектно-технологічно-виробничі фактори (ПТВФ) захищеності бронекорпусів ББМ [3]

вуглецю обмежено застосовуються для зварювання броневузлів. У зварювальному виробництві корпусів ББМ легкої категорії за масою переважно застосовують сталі 2-ї групи (табл. 1). При цьому, для забезпечення необхідних службових властивостей листовий прокат зі сталей цієї групи загартовується з наступним низькотемпературним відпуском. В результаті матеріал набуває структури мартенситу відпуску, що забезпечує йому границю текучості не менше 1250 МПа, границю міцності більше 1450 МПа, при твердості не нижче 50HRC.

Головними легувальним елементами в досліджуваних сталях є хром, нікель, марганець, кремній, молібден та бор, що при типовому вмісті вуглецю 0,27...0,33% обумовлює кінцеву мартенситну структуру металу навколошовної ділянки, для притаманних дуговому зварюванню швидкостей охолодження. Вуглецевий еквівалент, розрахований за формулою МІЗ для реальних плавок зі сталей, наведених у табл. 1 складає: CEV_{IIW} = 0,55...0,65, що свідчить про незадовільну зварність цих матеріалів. В свою чергу, використання для виготовлення корпусів

Таблиця 1

Умовний хімічний склад (максимальний вміст елементів) деяких ННА-сталей закордонного виробництва

Марка сталі	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	P, %	S, %	B, %
ARMSTAL 500 (Польща)	0,32	1,20	0,50	0,90	1,10	0,30	≤0,015	≤0,010	0,003
Armox 500T (Швеція)	0,32	1,20	0,40	1,0	1,80	0,70	≤0,015	≤0,010	0,005
SWEBOR ARMOR 560* (Швеція)	0,36	1,60	0,60	+	–	–	≤0,020	≤0,010	+
Miilux Protection 500* (Фінляндія)	0,30	1,70	0,70	1,50	0,80	0,50	≤0,030	≤0,015	0,004

* – сталь мікролегована Al, V, Ti; +/– – міститься/відсутній в складі сталі, як легувальний елемент.

ББМ легкої категорії за масою високоміцних легованих сталей з погіршеними характеристиками зварності вимагає застосування технології зварювання, що забезпечувала б технологічну міцність зварних з'єднань.

З погляду на товщину з'єднуваних деталей в діапазоні 5...20 мм використовується дугове зварювання у захисному газі плавким електродним дротом. Для попередження холодних тріщин рекомендовано виконувати попереднє підігрівання не вище 150 °С та підбирати «м'які» режими зварювання з обмеженням погонної енергії. Також застосовують виключно високолеговані зварювальні дроти аустенітo-феритного класу [4, 5]. З урахуванням цього, а також через те, що після зварювання конструкції не загартовуються, а підлягають лише низькотемпературному відпуску при 200...250 °С, забезпечення рівноміцності металу зварного з'єднання неможливе, а необхідний рівень міцності виробів досягається їх конструктивним виконанням.

Головною проблемою зварювання легованих броньових сталей є деградація властивостей металу зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань [6-8]. Під впливом зварювального тепла найбільш небажаного характеру набувають процеси у ділянках перегріву та відпуску ЗТВ. Структурно-фазові перетворення у ділянці перегріву характеризуються збільшенням розміру аустенітного зерна та розвитком високотемпературної хімічної мікронеоднорідності під час перебування металу за температур вище 1250...1300 °С, а при подальшому охолодженні — бездифузійним характером перекристалізації з утворенням найменш пластичного продукту розпаду аустеніту — пластинчастого мартенситу. Наслідком вказаних процесів є підвищена загроза виникнення холодних тріщин в полі залишкових зварювальних напружень. В свою чергу зменшенням показників міцності та твердості у порівнянні з основним металом характеризується метал ділянки високого відпуску, кінцева структура якого через відносно тривале перебування в інтервалі температур прибл. 500...750 °С містить бейніт або троостит відпуску.

Складність розробки технології зварювання конструкцій зі сталей броньового класу полягає в необхідності такого регулювання термічного циклу зварювання (ТЦЗ), який з одного боку, для уникнення холодних тріщин, забезпечував би мартенсито-бейнітну структуру металу навколошовної ділянки з підвищеною пластичністю, а з іншого боку — не спричиняв би суттєвого зменшення твердості та міцності металу ЗТВ нижче мінімально допустимих значень.

З урахуванням вищезазначеного, застосування при виготовленні вітчизняної бронетехніки сталей закордонного виробництва потребує ретельного опрацювання технології їх зварювання із застосуванням науково обґрунтованих рішень, що базуються на вивченні термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту, кінетики фазових перетворень, особливостей формування структури в металі ЗТВ та визначенні його основних механічних властивостей.

Всі зазначені властивості матеріалів можна одержати експериментальним шляхом, що, однак потребує значних фінансових витрат та витрат часу на проведення трудомістких дослідів. Разом із цим, в теперішній час існують методи обчислювальної термодинаміки, що дозволяють проводити моделювання фізичних та механічних властивостей матеріалів за їх хімічним складом. Алгоритм розрахунку базується на застосуванні рівняння ізотермічного фазового переходу Джонсона-Мела-Аврамі-Колмогорова, рівнянні Койстінена-Марбургера [9] методі розрахунку фазових діаграм CALPHAD [10] та застосуванні математичних моделей J.S. Kirkaldy [11, 12], J.-B. Leblond [13] та інш.

3. Мета досліджень

В представленій роботі, з метою оптимізації параметрів дугового зварювання, проведено моделювання термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту та розрахунок фазового складу і механічних властивостей металу навколошовної ділянки зварних з'єднань броньових сталей закордонного виробництва.

4. Моделювання фазового складу та механічних властивостей

Необхідний для чисельного моделювання точний хімічний склад сталей, наведених у табл. 1 було взято з наявних у авторів сертифікатів на постачання відповідного листового прокату, а вихідний середній розмір аустенітного зерна за даними [14] складав 10-11 мкм. Чисельно побудовані термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для досліджуваних сталей наведено на рис. 2.

Легко бачити, що всі розглянуті сталі, через подібну схему легування мають схожі діаграми анізотермічного перетворення аустеніту (особливо ARMSTAL 500 та Armox 500T). Для них характерна відносно висока температура початку мартенситного перетворення (350...380 °С), що повинно забезпечувати утворення більш пластичної пакетної форми мартенситу. При цьому, очікувано, що в широкому інтервалі швидкостей охолодження, притаманних дуговому зварюванню, кінцева структура металу навколошовної ділянки складатиметься з мартенситу з невеликою кількістю бейнітної та феритної складових. Це можна також бачити на прикладі розрахованих для середньої швидкості охолодження 15 °С/с струк-

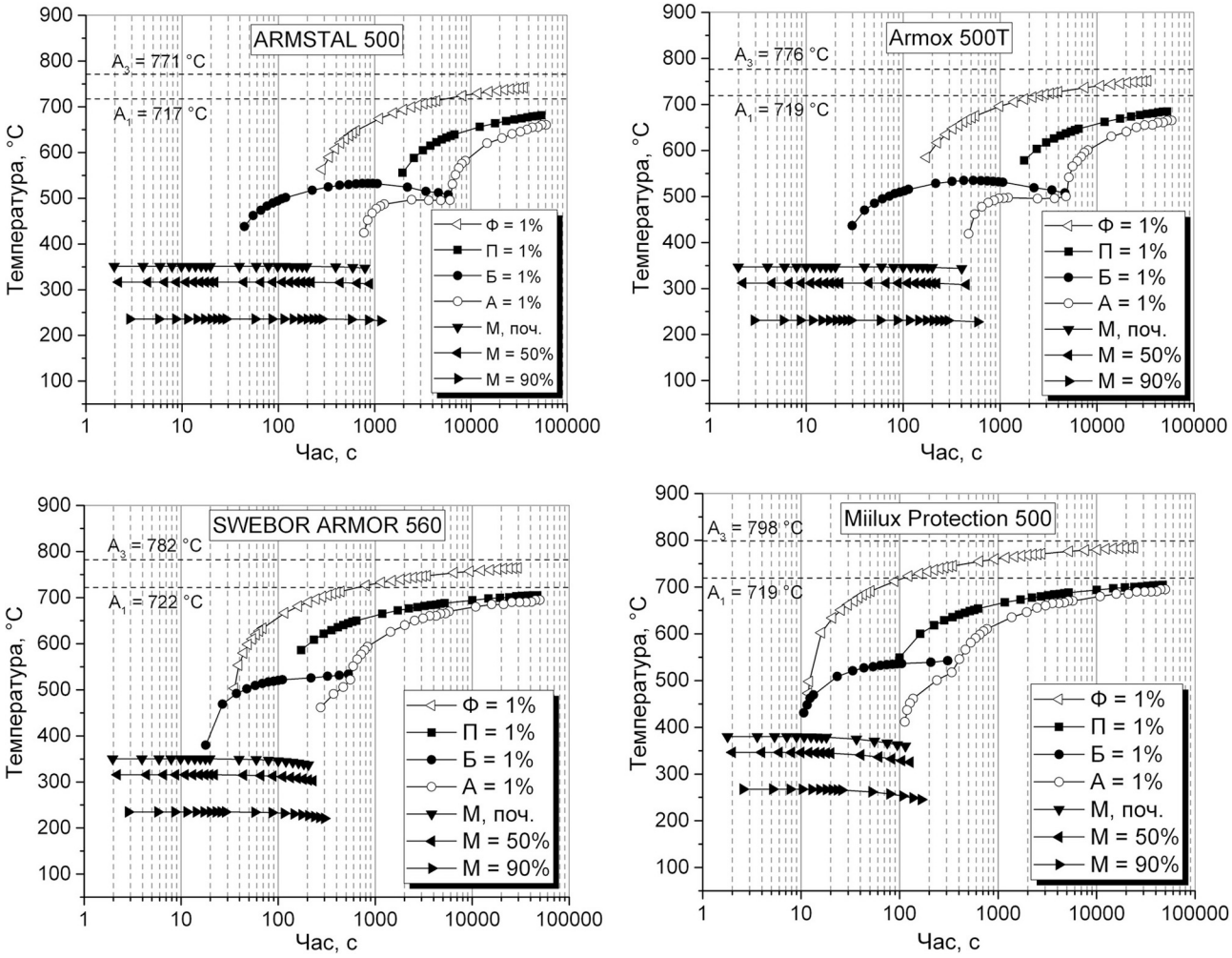

Рис. 2. Термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту ($T_{аус.}$ = 880 °С) для ННА-сталей з табл. 1

турних діаграм металу ділянок зварних з'єднань, які під впливом зварювального тепла нагріваються до 1250 °С (рис. 3).

Подальший розрахунок впливу швидкості охолодження на основні механічні властивості металу зварних з'єднань досліджуваних сталей (рис. 4) показує, що у разі уповільнення швидкості охолодження менше приблизно 15 °С/с можливе знеміцнення навколошовної ділянки нижче мінімальних гарантованих показників основного матеріалу у стані поставки, вочевидь внаслідок збільшення бейніто-феритної складової та виникнення структури відпуску.

5. Металографічні дослідження

Для порівняння з результатами моделювання було проведено металографічні дослідження, а саме заміри мікротвердості та оцінка мікроструктури, на різнотовщинному зварному з'єднанні двох листів зі сталі ARMSTAL 500, товщиною 6 та 8 мм, що являє собою зварний вузол корпусу однієї з ББМ, яка виготовляється на підприємстві ОПК України. Двосторонній зварний шов виконаний механізованим електродуговим способом у захисній газовій суміші М12 (98% Ar + 2% CO_2) згідно ДСТУ EN ISO 14175, електродний дріт діаметром 1,2 мм марки Outrod 16.95 (G 18 8 Mn, згідно ДСТУ EN ISO 14343), що є аналогом дроту Св-08Х20Н9Г7Т за ГОСТ 2246-70.

Вимірювання мікротвердості виконано на приборі AFFRI DM-8 при навантаженні 500 г по всьому поперечному перетину зварного з'єднання, вздовж лінії, що відстоїть від площини зварних листів на відстані 2 мм, з кроком 1 мм.

Структура зварного шва — дрібнокристалітна, комірково-дентритної будови (рис. 5, *а*). Ділянка ЗТВ поблизу лінії сплавлення має структуру дрібноголкового мартенситу (рис. 5, б), яка на більш віддалених від лінії сплавлення ділянках переходить у мартенсит відпуску (рис. 5, *в*), бейніт (рис. 5, *г*) та троостит відпуску (рис. 5, *д*). Основний метал має структуру дрібноголкового мартенситу відпуску (рис. 5, *е*).

В структурі зони термічного впливу частково зберігаються сліди вихідної текстури листового

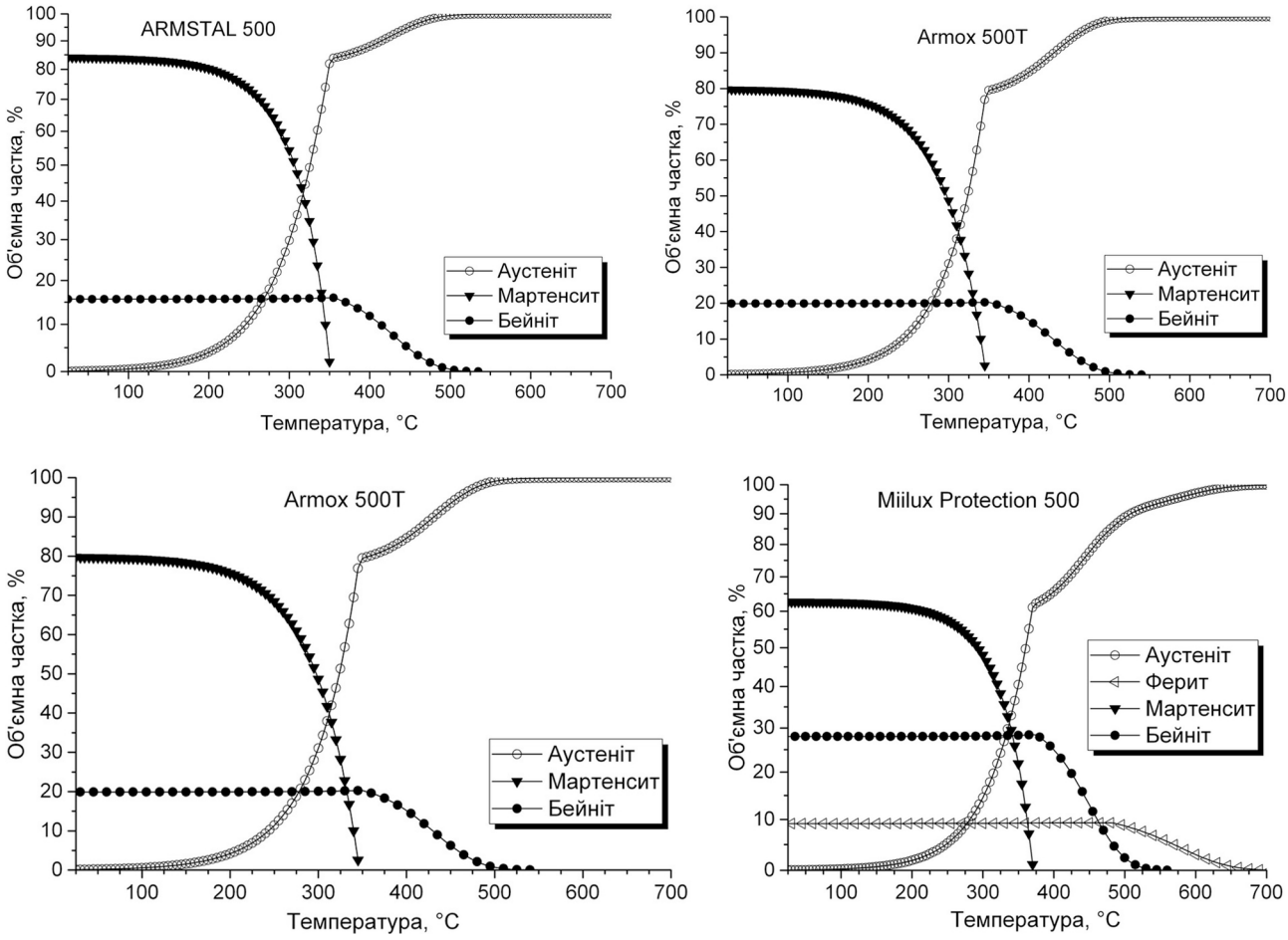

Рис. 3. Структурні діаграми ділянок навколошовної зони зварних з'єднань ННА-сталей, які нагріваються до 1250 °С та охолоджуються з середньою швидкістю 15 °С/с

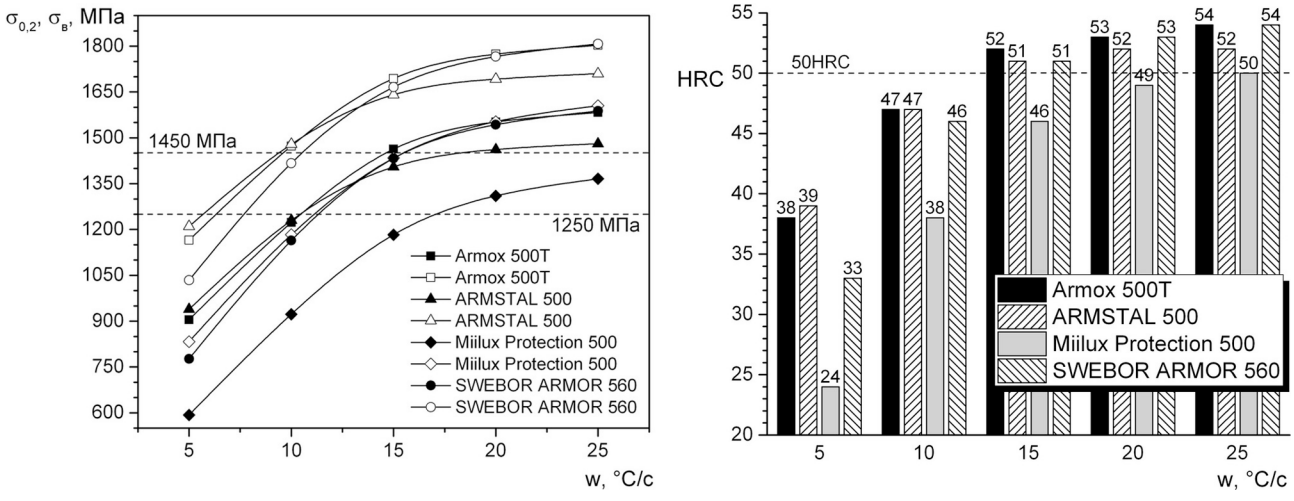

Рис. 4. Границя текучості $\sigma_{0,2}$ (темні точки), міцності $\sigma_в$ (світлі точки) та середня твердість металу навколошовної ділянки, що охолоджувався від 1250 °С зі швидкостями w = 5; 10; 15; 20 та 25 °С/с

прокату — світлі смуги, що пов'язані з хімічною мікронеоднорідністю основного металу за домішками, яка виникає під час його виробництва.

Результати замірів твердості представлено у табл. 2 та на рис. 6.

6. Обговорення результатів

Як видно з результатів проведеного розрахунку впливу швидкості охолодження металу навколошовної ділянки на показники його міцності, зне-

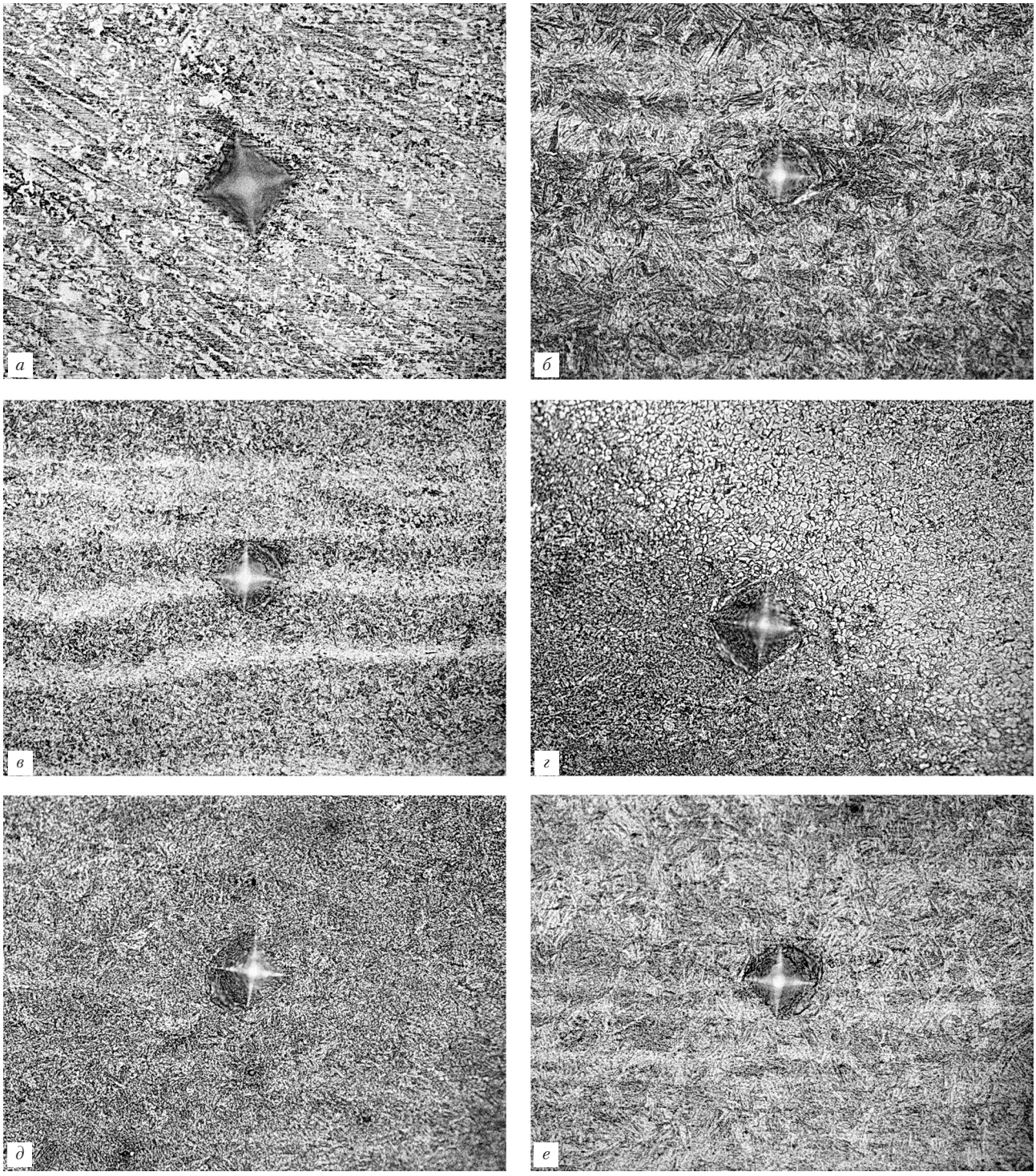

Рис. 5. Структура (×500) ділянок зварного з'єднання сталі ARMSTAL 500, що відстоять від осі шва на: *а*) 1 мм (зварний шов), *б, в*) 3 та 4 мм відповідно (ділянка перегріву), *г, д*) 6 та 11 мм відповідно (ділянка відпуску), *е*) 20 мм (основний метал)

міцнення досліджуваних сталей може відбуватись не тільки на віддалених від лінії сплавлення ділянках ЗТВ, але і на ділянці перегріву, у разі уповільнення швидкості її охолодження нижче, приблизно 15 °С/с. При цьому, твердість металу ділянки перегріву для сталі ARMSTAL 500, за умови подібного небажаного термічного впливу, може зменшитись до рівня 39...47 HRC (рис. 4), що приблизно відповідає 382...471 HV та добре узгоджується з замірами мікротвердості на ділянці відпуску реального зварного з'єднання цього матеріалу (табл. 2, рис. 6).

Цікаві для порівняння з представленими результатами дані наведено в [15]. Автори цієї роботи досліджували вплив імітованих за допомо-

Таблиця 2

Мікротвердість зварного з'єднання двох пластин зі сталі ARMSTAL 500, товщиною *s* = 8 та 6 мм на відстані *b* від осі шва

b, мм	*s* = 8 мм	*s* = 6 мм	*b*, мм	*s* = 8 мм	*s* = 6 мм	*b*, мм	*s* = 8 мм	*s* = 6 мм
0	277	275	10	506	451	20	585	540
1	273	278	11	492	471	21	583	569
2	320	301	12	504	485	22	578	549
3	597	549	13	536	491	23	578	551
4	613	583	14	549	508	24	605	544
5	391	537	15	564	523	25	571	544
6	431	366	16	561	534	26	585	509
7	457	386	17	600	535	27	585	541
8	464	425	18	580	543	28	581	548
9	482	445	19	570	557			

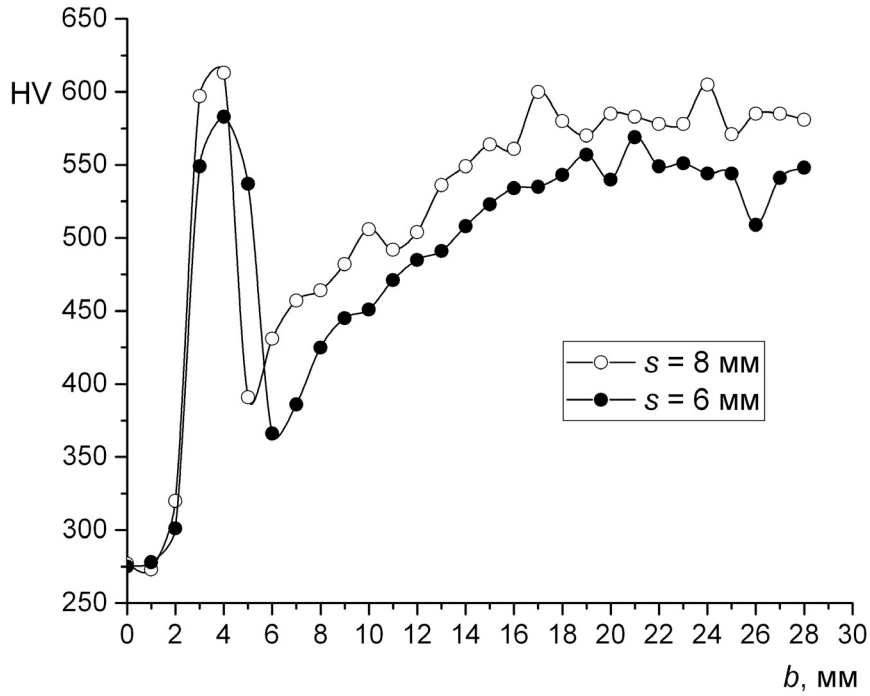

Рис. 6. Зміна твердості металу зварного з'єднання сталі ARMSTAL 500 вздовж лінії вимірювання: *b* — відстань від осі шва, *s* — товщина бронелиста

гою випробувального комплексу «Gleeble» термічних циклів на структурні перетворення та властивості металу ЗТВ для плавок вітчизняної легованої сталі спеціального призначення з умістом вуглецю 0,31 та 0,36%. Експериментально визначена мікротвердість металу ділянки перегріву, який нагрівався до 1250 °С та охолоджувався в діапазоні швидкостей 2,5...30 °С/с в переводі у шкалу Роквела складає 39...52 HRC, що добре узгоджується з результатами проведеного розрахунку для ARMSTAL 500 та Armox 500T. В [15] також визначено, що для сталі з умістом вуглецю 0,31% знеміцнення ділянки перегріву нижче властивостей основного металу настає при уповільненні охолодження нижче прибл. 10 °С/с. Оскільки фактичний уміст вуглецю у листовому прокаті закордонних бронесталей досліджених у даній роботі дещо менший та складає 0,27...0,28 %, визначена за результатами розрахунків критична швидкість охолодження навколошовної ділянки 15 °С/с також добре корелює з даним роботи [15].

Слід зазначити, що для мікролегованих Al, Ti та V сталей (SWEBOR ARMOR 560, Miilux Protection 500) розраховані показники міцності та твердо-

сті ділянки перегріву ЗТВ можуть бути дещо заниженими по відношенню до фактичних значень через складність врахування існуючими розрахунковими моделями впливу мікродобавок (0,01...0,05%) згаданих елементів на будову міжзеренних границь, тонку будову зерна та зменшення негативного впливу шкідливих домішок (S та P).

Використана в даній роботі методика розрахунку дозволяє проаналізувати вплив хімічного складу окремих плавок основного металу та зварювального тепла на фазовий склад та механічні властивості металу зварних з'єднань сталей різноманітного призначення та систем легування, в тому числі і легованих високоміцних броньових сталей. Одержані результати можуть бути використані для оптимізації режимів електродугового зварювання та термічної обробки броньових сталей закордонного виробництва, особливо у разі застосування попереднього підігрівання деталей з метою зменшення ризику виникнення холодних тріщин.

7. Висновки

1. Експериментально досліджена структурна неоднорідність зварних з'єднань сталі ARMSTAL 500. Показано, що литий метал зварного шва аустенітоферитної структури має твердість біля 280 HV, метал ЗТВ складається з пакетного мартенситу твердістю біля 550 HV та мартенситу відпуску твердістю більше 600 HV, що переходить у бейнітну (360...380 HV) та трооститу (425...500 HV) структуру ділянки відпуску. Основний метал має структуру дрібноголкового мартенситу відпуску (550...580 HV).

2. Застосування математичних моделей з обчислювальної термодинаміки дозволяє проводити попередній аналіз з впливу хімічного складу окремих плавок основного металу та зварювального тепла на фазовий склад та механічні властивості металу зварних з'єднань і використовуватись для оптимізації режимів електродугового зварювання.

3. Встановлено, що кінцева структура металу навколошовної ділянки досліджуваних сталей, що нагрівається до 1250 °С складатиметься з мартенситу з додаванням бейнітної та феритної складових в діапазоні швидкостей охолодження, притаманних дуговому зварюванню. При цьому температура початку мартенситного перетворення знаходиться в межах 350...380 °С.

4. Визначено, що твердість та статична міцність металу навколошовної ділянки сталей ARMSTAL 500, Armox 500T та SWEBOR ARMOR 560 забезпечуються на рівні основного металу у стані поставки за умови швидкості його охолодження не нижче прибл. 15 °С/с.

Подяка

Автори статті висловлюють свою щиру вдячність співробітникам ДП УкрДержНДІКМ «Прометей» за проведення металографічних досліджень.

Література

[1] Купріненко О.М. Обгрунтування пропозицій щодо забезпечення рівня захисту легкої бойової колісної машини / О. М. Купріненко, С. В. Лапицький, В. А. Голуб, С. П. Бісик // Зб. наук. пр. ЦНДІ ОВТ ЗС України. — 2014. — № 4 (55). — С. 84-93.

[2] Бісик С. П. Оцінка протимінної стійкості легкої бойової колісної машини / С. П. Бісик, О.М. Купріненко, В. Г. Корбач // Вісник НТУ «ХПІ». — 2015. — № 31 (1140). — С. 11-20.

[3] Литвиненко А. В. Общий подход к проектно-технологическому обеспечению защищенности бронекорпусов транспортных средств специального назначения / А. В. Литвиненко, Н. А. Ткачук, Б. Я. Литвин, А. И. Шейко // Механіка та машинобудування. — 2012. — № 2. — С. 221-229.

[4] Brezová E. Welding of High Strength Materials Used in the Manufacture of Special Equipment / E. Brezová, H. Mäsiar, P. Radič // University Review. — 2014. — Vol. 8, № 3-4. — pp. 51-61.

[5] Сливінський О. А. Фазовий склад та механічні властивості металу навколошовної ділянки зварних з'єднань броньових сталей закордонного виробництва / О. А. Сливінський, С. П. Бісик // Інноваційні технології та інжиніринг в зварюванні і споріднених процесах «PolyWeld-2016»: Міжн. конф., 26-27 травня 2016: збірн. доп. — К. — 2016. — С. 154-158.

[6] Karaaslan A. Formation of the Stress-Relieved Structure in the Welded Region of Gas Tangsten-Arc-Welded Armor Steel with the Help of Heat Distribution / A. Karaaslan, C. Akca // Met. Science and Heat Treatment. — 2009. — Vol. 51, № 11-12. — pp. 582-588.

[7] Hanhold B. Investigation of heat affected zone softening in armour steels: Part 1 — Phase transformation kinetics / B. Hanhold, S. S. Babu, G. Cola // Sci. and Tech. of Welding and Joining. — 2013. — Vol. 18, № 3. — pp. 247-252.

[8] Magudeeswaran G. Effect of welding processes and consumables on fatigue crack growth behavior of armour grade quenched and tempered steel joints / G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy // Defence Technology. — 2014. — № 10. — pp. 47-59.

[9] Koistinen D. P. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels / D. P. Koistinen, R. E. Marburger // Acta Met. — 1959. — Vol. 7, № 1. — pp. 59-60.

[10] Saunders N., Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. — Pergamon, 1998. — 480 p.

[11] Kirkaldy J. S. Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels / J. S. Kirkaldy, D. Venugopalan // Intern. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys. — Philadelphia, 1983. — pp. 125-148.
[12] Buchmayr B. Modeling of the Temperature Field, Transformation Behavior, Hardness and Mechanical Response of Low Alloy Steels during Cooling from the Austenite Region / B. Buchmayr, J. S. Kirkaldy // J. Heat Treating. — 1990. — Vol. 8, № 2. — pp. 127-136.
[13] Leblond, J.-B. A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steel Including Effect of Austenite Grain Size / J.-B. Leblond, J. Devaux // Acta Met. — 1984. — Vol. 32, №1. — pp. 137-146.
[14] Adamec N. The Suitability of Using C30E Steel Materials for Damping the Effects of Improvised Explosive Devices / N. Adamec, M. Stiavnicky, M. Palusova, V. Bella // Problems of Mechatronics. Armament, Aviation, Safety Engineering. — 2012. — № 1(7). — pp. 11-20.
[15] Позняков В. Д. Влияние термического цикла сварки на структурно-фазовые превращения и свойства металла ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали типа 30Х2Н2МФ / В. Д. Позняков, В. А. Костин, А. А. Гайворонский, И. А. Моссоковская, В. В. Жуков, А. В. Клапатюк // Автомат. сварка. — 2015. — №2. — С. 8-15.

***Slyvinskyy O. A.*[1], *Bisyk S. P.*[2], *Chernozubenko O. V.*[2]**

[1] **National Technical University of Ukraine «Kyiv Polytechnic Institute». Ukraine, Kyiv**
[2] **Central Research Institute of Weapons and Military Equipment of the Armed Forces of Ukraine. Ukraine, Kyiv**

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF ARMOR STEELS FOREIGN PRODUCTION

With the help of the methods of computational thermodynamics, the continuous cooling transformation diagrams of the austenite decomposition of the alloyed armor steels were built. The special features of transformation, the microstructural state and the initial phase formation temperatures at different cooling rates were studied and their mechanical properties were determined. The microstructure of the welded steel ARMSTAL 500 is studied.

Keywords: high-strength alloyed steels ARMSTAL 500, Armox 500T, SWEBOR ARMOR 560, Miilux Protection 500; welds; heat affected zone; metal structure; CALPHAD; continuous cooling transformation diagrams of the austenite decomposition; metal hardness.

References

[1] Kuprinenko O. M. Obhruntuvannya propozytsij shchodo zabespechennya rivnya zahystu legkoji bojovoji kolisnoji mashiny / O. M. Kuprinenko, S. V. Lapyts'ky, V. A. Golub, S. P. Bisyk // Zb. nauk. pr. CNDI OVT ZS Uktrajiny. — 2014. — № 4 (55). — P. 84-93.
[2] Bisyk S. P. Otsinka protyminnoji stijkosti legkoji bojovoji kolisnoji mashiny / S. P. Bisyk, O. M. Kuprinenko, V. G. Korbach // Visnyk NTU «HPI». — 2015. — № 31 (1140). — P. 11-20.
[3] Litvinenko A. V. Obshchij podhod k proektno-tehnologicheskomu obespecheniyu zashchishchennosti bronekorpusov transportnyh sredstcv spetzialnogo naznacheniya / A. V. Litvinenko, N. A. Tkachuk, B. Ja. Litvin, A. I. Shejko // Mehanika ta mashinobuduvannya. — 2012. — № 2. — P. 221-229.
[4] Brezová E. Welding of High Strength Materials Used in the Manufacture of Special Equipment / E. Brezová, H. Mäsiar, P. Radič // University Review. — 2014. — Vol. 8, № 3-4. — pp. 51-61.
[5] Slyvinskyy O. A. Fasovyi sklad ta mehanichni vlastyvosti metalu navkoloshovnoji dilyanky zvarnyh zjednan' bronjovyh stalej zakordonnogo vyrobnytstva / O. A. Slyvinskyy, S. P. Bisyk // «PolyWeld-2016»: Mizhn. konf., 26-27 may 2016: zbirn. dop. — K. — 2016. — P. 154-158.
[6] Karaaslan A. Formation of the Stress-Relieved Structure in the Welded Region of Gas Tangsten-Arc-Welded Armor Steel with the Help of Heat Distribution / A. Karaaslan, C. Akca // Met. Science and Heat Treatment. — 2009. — Vol. 51, № 11-12. — pp. 582-588.

[7] Hanhold B. Investigation of heat affected zone softening in armour steels: Part 1 — Phase transformation kinetics / B. Hanhold, S. S. Babu, G. Cola // Sci. and Tech. of Welding and Joining. — 2013. — Vol. 18, № 3. — pp. 247-252.
[8] Magudeeswaran G. Effect of welding processes and consumables on fatigue crack growth behavior of armour grade quenched and tempered steel joints / G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy // Defence Technology. — 2014. — № 10. — pp. 47-59.
[9] Koistinen D. P. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels / D. P. Koistinen, R. E. Marburger // Acta Met. — 1959. — Vol. 7, № 1. — pp. 59-60.
[10] Saunders N., Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. — Pergamon, 1998. — 480 p.
[11] Kirkaldy J. S. Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels / J. S. Kirkaldy, D. Venugopalan // Intern. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys. — Philadelphia, 1983. — pp. 125-148.
[12] Buchmayr B. Modeling of the Temperature Field, Transformation Behavior, Hardness and Mechanical Response of Low Alloy Steels during Cooling from the Austenite Region / B. Buchmayr, J. S. Kirkaldy // J. Heat Treating. — 1990. — Vol. 8, № 2. — pp. 127-136.
[13] Leblond, J.-B. A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steel Including Effect of Austenite Grain Size / J.-B. Leblond, J. Devaux // Acta Met. — 1984. — Vol. 32, №1. — pp. 137-146.
[14] Adamec N. The Suitability of Using C30E Steel Materials for Damping the Effects of Improvised Explosive Devices / N. Adamec, M. Stiavnicky, M. Palusova, V. Bella // Problems of Mechatronics. Armament, Aviation, Safety Engineering. — 2012. — № 1(7). — pp. 11-20.
[15] Poznyakov V. D. Vlijanie termicheskogo zykla svarki na strukturno-fasovye prevrashcheniya i svojstva metalla ZTV sredneuglirodistoj legirovannoj stali tipa 30Ch2N2MF / V. D. Poznyakov, V. A. Kostin, A. A. Gajvoronsky, I. A. Mossokovskaya, V. V. Zhukov, A. V. Klapatyuk // Avtomat. svarka. — 2015. — №2. — P. 8-15.