

ПОПЕРЕДЖЕННЯ УТВОРЕННЮ ХОЛОДНИХ ТРІЩИН ПРИ ЗВАРЮВАННІ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, А.В. Завдовсєв, А.В. Клапатюк, А.М. Денисенко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: paton39@ukr.net

У роботі наведено результати досліджень щодо схильності зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та надано рекомендації щодо їх попередження. При виконанні досліджень застосовувалися розрахунковий метод відповідно EN 1011-2:2001, метод Імплант для визначення опірності металу зони термічного впливу (ЗТВ) уповільненому руйнуванню та технологічна жорстка проба при зварюванні багатощарових з'єднань. Установлено, що при дуговому зварюванні з'єднання броньових сталей високої твердості мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин в металі ЗТВ. При зварюванні низьколегованим матеріалом типу Св-10ГСМТ застосування попереднього підігріву дозволяє їх уникнути. Температуру попереднього підігріву можливо розрахувати за показниками СЕТ та ТР відповідно до хімічного складу броньової сталі. При наявності концентраторів напружень у зварних з'єднаннях розрахункова температура попереднього підігріву повинна бути підвищена на 50...70 °С. Зварні з'єднання, виконані високолегованим матеріалом типу Св-08Х20Н9Г7Т мають підвищену опірність до уповільненого руйнування і утворення холодних тріщин. При виготовленні легкоброньованої техніки рекомендовано обирати броньову сталь, в якій вміст вуглецю не перевищує 0,26 %. При зварюванні такої броньової сталі низьколегованими матеріалами забезпечується достатньо висока опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин навіть при наявності концентраторів напружень за рахунок попереднього підігріву до температури 150 °С, а також при зварюванні без попереднього підігріву при застосуванні високолегованих матеріалів. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: броньова сталь високої твердості, дугове зварювання, зварні з'єднання, метал ЗТВ, холодні тріщини

Вступ. Одним з важливих чинників при виборі високоміцної легованої сталі для виготовлення зварних конструкцій, поряд з комплексом механічних і спеціальних властивостей, є її зварюваність. Під зварюваністю розуміють можливість отримання високоякісних з'єднань, які задовольняють необхідним технологічним і експлуатаційним властивостям конструкції. Тому при розробці технологій зварювання таких конструкцій в першу чергу необхідно мати достатню інформацію стосовно зварюваності сталі, від чого залежить відповідний вибір зварювальних матеріалів та технологічних параметрів зварювання. Відомо також, що головною проблемою при зварюванні високоміцних легованих сталей є запобігання появи холодних тріщин у зварних з'єднаннях [1–4].

Утворення і розвиток холодних тріщин в зварних з'єднаннях залежить від структурно-фазового стану металу в ЗТВ та в шві, вмісту дифузійно-рухомого водню в наплавленому металі та рівня напружень в зварних з'єднаннях. При цьому схильність зварних з'єднань до утворення тріщин збільшується з підвищенням вмісту в сталі вуглецю та таких легуючих елементів як нікель, хром, марганець, молібден та ванадій. Механізм зародження та розвитку холодних тріщин в зварних з'єднаннях носить уповільнений характер. Зазвичай для його пояснення використовують класичну модель Зинера-Стро, згідно з якою зародження мікротріщин в загартованій струк-

турі металу відбувається на границях зерен в місцях скучення дислокацій. Подальший розвиток тріщини в залежності від стану структури металу і рівня напружень йде як по межах, так і по тілу зерен. Водень, яким насичується метал ЗТВ в процесі зварювання, сприяє підвищенню рівня крихкості структури і процес руйнування протікає більш інтенсивно [5–7].

Сучасні броньові сталі високої твердості ($HB \geq 5000$ МПа), які застосовуються при виготовленні легкоброньованої техніки, за вмістом вуглецю та легуючих елементів (табл. 1) відносяться до високоміцних середньовуглецевих легованих сталей. Відомо, що зварні з'єднання цього класу сталей мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин саме в металі ЗТВ. При зварюванні таких сталей низьколегованими матеріалами для попередження утворення холодних тріщин зазвичай виконують попередній підігрів з температурою до 250 °С та термічний відпуск зварних з'єднань після зварювання. При зварюванні високолегованими матеріалами попередній підігрів не потрібен. При цьому вибір технологічних рішень залежить від конкретного типу зварної конструкції та її призначення.

Мета даної роботи полягала у всебічній порівняльній оцінці схильності зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та надання рекомендацій щодо їх попередження.

Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Завдовсєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Клапатюк А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8170-5322>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, А.В. Завдовсєв, А.В. Клапатюк, А.М. Денисенко, 2023

Таблиця 1. Хімічний склад сучасних броньових сталей високої твердості

| Броньова сталь | Масова частка елементів, % | | | | | | | | | | | | |
|----------------------------|--|-------------|------------|------------|------------|-------------|-------|-------------|---------------|---------------|--------|--------|-------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Cu | V | Al | Ti | S | P | B |
| Марка 71 (Україна) | 0,29...0,36 | 1,20...1,50 | 0,60...1,0 | 1,50...2,0 | 2,0...2,40 | 0,45...0,55 | ≤0,30 | 0,18...0,25 | 0,015...0,050 | 0,005...0,025 | ≤0,003 | ≤0,012 | - |
| Закордонні сталі | Регламентовано максимальний вміст елементів, % | | | | | | | | | | | | |
| ARMSTAL 500 (Польща) | 0,32 | 0,50 | 1,20 | 0,90 | 1,10 | 0,30 | 0,090 | - | - | - | | | |
| HB 500 MOD (Бельгія) | 0,30 | 0,80 | 1,60 | 1,0 | 1,0 | 0,50 | 0,023 | - | - | - | 0,010 | 0,025 | 0,005 |
| Protection 500 (Фінляндія) | 0,30 | 0,70 | 1,70 | 1,5 | 0,80 | 0,50 | 0,026 | 0,020 | - | - | 0,015 | 0,030 | 0,004 |
| ARMOX 500 (Швеція) | 0,32 | 0,40 | 1,20 | 1,0 | 1,80 | 0,70 | - | - | - | - | 0,003 | 0,010 | 0,005 |
| RAMOR 500 (Фінляндія) | 0,35 | 0,70 | 1,50 | 1,0 | 2,0 | 0,70 | - | - | - | - | 0,010 | 0,015 | 0,005 |

Матеріали і методи досліджень. При дослідженні використовували броньові сталі високої твердості вітчизняного та закордонного виробництва, хімічний склад яких наведено в табл. 2.

Зварюваність сталей попередньо оцінювали розрахунковими методами за показниками R_{cm} та CET. Згідно з рекомендаціями [1, 8] ці показники розраховували наступним чином:

$$R_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B, \% [1]$$

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40, \% [8]$$

В подальшому по показнику CET та кількості дифузійного водню в металі шву визначали температуру попереднього підігріву, при якій холодні тріщини в зварних з'єднаннях не утворюються:

$$TP = 697 \times CET + 160 \times \tanh(d/35) + 62 \times HD \times 0,35 + (53 \times CET - 32) \times Q - 328, \text{ } ^\circ\text{C} [8]$$

де d – товщина металу, мм; HD – кількість дифузійного водню в наплавленому металі (визначається хроматографічним методом), $\text{см}^3/100 \text{ г}$; Q – погонна енергія зварювання, кДж/мм .

Для кількісної оцінки утворення холодних тріщин в зварних з'єднань броньових сталей застосовували визнаний метод Імплант при випробуваннях металу ЗТВ щодо його опірності уповільненому руйнуванню [9, 10]. При цьому випробуванням піддавали зразки-вставки з досліджуємої сталі діаметром 6,0 мм без та при наявності гвинтового надрізу в якості концентратора напружень. Зразки були вставлені в технологічну пластину з високоміцної сталі, на якій виконували наплавлення. Після охолодження металу до температури 30...50 °C зразки навантажували сталим

зусиллям при осьовому розтягу. За результатами цих іспитів визначали критичні напруження ($\sigma_{кр}$) та температуру попереднього підігріву, при яких відбувалося або не було руйнування зразків на протязі 24 годин. Максимальні критичні напруження, при яких вже не протікало уповільнене руйнування за визначеними умовами зварювання, приймали за кількісний показник схильності металу ЗТВ до утворення холодних тріщин.

При зварюванні зразків за методом Імплант використовували механізований спосіб в середовищі суміші захисних газів (82 % $\text{Ar} + 18 \text{ } \text{CO}_2$) високолегованим та низьколегованим дротами відповідних марок Св-08Х20Н9Г7Т та Св-10ГСМТ діаметром 1,2 мм. Зварювання виконували на погонній енергії 8,6...9,0 кДж/см , при цьому режими зварювання були наступні: зварювальний струм 160...180 А, напруга на дузі 26...28 В, швидкість зварювання 12...15 м/ч.

Для якісного виявлення наявності холодних тріщин у зварних з'єднаннях броньових сталей використовували метод зварювання технологічної проби «жорстка обварка» [11]. Контрольні з'єднання, які попередньо були встановлено на жорстку плиту товщиною 50...60 мм та обварені на ній по контуру, мали концентратор напружень у вигляді притуплення до 4 мм для утворення непровару. Зварювання з'єднань виконували тим же способом, зварювальними матеріалами і на режимах, що і при іспитах зразків по методу Імплант. Для фіксації моменту зародження і розвитку холодних тріщин в процесі охолодження контрольних зварних з'єднань застосовували

Таблиця 2. Хімічний склад броньованих сталей високої твердості, що досліджувалися

| Броньована сталь | Масова частка елементів, % | | | | | | | | | | | | |
|------------------|----------------------------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Cu | V | Al | Ti | S | P | B |
| Марка 71 | 0,31 | 1,16 | 0,74 | 1,66 | 2,26 | 0,30 | 0,080 | 0,202 | 0,040 | 0,024 | 0,010 | 0,016 | - |
| ARMSTAL 500 | 0,29 | 0,24 | 0,89 | 0,74 | 1,03 | 0,23 | 0,090 | 0,060 | 0,019 | 0,037 | 0,005 | 0,009 | 0,002 |
| HB 500 MOD | 0,26 | 0,21 | 0,78 | 0,42 | 0,74 | 0,27 | 0,023 | 0,001 | 0,033 | 0,004 | 0,006 | 0,012 | 0,001 |
| Protection 500 | 0,28 | 0,49 | 0,96 | 0,58 | 0,37 | 0,25 | 0,026 | 0,002 | 0,028 | 0,029 | 0,011 | 0,016 | 0,002 |
| ARMOX 500 | 0,23 | 0,25 | 0,84 | 0,50 | 0,97 | 0,33 | 0,030 | 0,001 | 0,023 | 0,021 | 0,003 | 0,010 | 0,002 |
| RAMOR 500 | 0,21 | 0,45 | 0,92 | 0,58 | 0,38 | 0,20 | 0,010 | 0,002 | 0,027 | 0,015 | 0,005 | 0,023 | 0,002 |

метод акустичної емісії. Після зварювання проби витримували протягом трьох діб, після чого з контрольних з'єднань вирізали темплети з подальшим їх візуальним контролем на наявність тріщин.

Результати досліджень та їх обговорення. Розрахункову оцінку зварюваності броньових сталей високої твердості, яка визначалась по температурі попереднього підігріву (ТР) для виключення вірогідності утворення холодних тріщин в з'єднаннях, виконували на підставі аналізу даних щодо їх хімічного складу. Розрахунки виконували як для максимального складу, задекларованого нормативними документами (технічні умови, прайс-листи виробників), так і фактичного хімічного складу броньових сталей, які були передані для досліджень. Результати розрахунків показників P_{cm} , CET та ТР при зварюванні броньових сталей феритно-перлітними матеріалами, при яких в зварних з'єднаннях холодні тріщини не утворюються, наведено в табл. 3. При цьому враховували, що зварювання з'єднань виконується товщиною 10 мм на погонній енергії $Q_{зв} = 10$ кДж/см, що є типовим для броньових конструкцій. Вміст дифузійного водню в наплавленому металі зазначали в межах $[H]_{диф} = 3...5$ см³/100 г, наявність якого є характерним при зварюванні низьколегованими дротами.

Таким чином попередньо було встановлено, що броньові сталі високої твердості відрізняються погіршеною зварюваністю. При розрахунках за максимальним хімічним складом показники P_{cm} та CET перевищують відповідно 0,50 та 0,54 %, що зумовлює однаково складні умови зварювання всіх сталей для виключення вірогідності утворення в зварних з'єднаннях холодних тріщин. Температура попереднього підігріву при їх зварюванні повинна складати, в залежності від сталі та вмісту дифузійного водню, від 185 до 310 °С. При цьому, найбільший показник є для сталі марки 71, а найменший для сталі ARMSTAL 500. При цьому слід

враховувати, що температура нагріву величиною 230 °С відповідає температурі низького відпуску при гартуванні броньової сталі, перевищення якої може призвести до зниження її твердості.

За фактичним хімічним складом показники P_{cm} , CET та ТР відрізняються від тих, що характерні для максимального складу. Вони суттєво нижчі, особливо для закордонних сталей. Найбільшими вони залишаються для сталі марки 71, а найменшими для сталі RAMOR 500. Температура попереднього підігріву для сталі марки 71 знижується до 195...210 °С, а для сталі RAMOR 500 не перевищує 80 °С. Суттєве зниження показників ТР, більш ніж в 2 рази, характерно і для сталей HB 500 MOD, Protection 500 та ARMOX 500. Це пояснюється тим, що фактичний хімічний склад броньових закордонних сталей, які досліджувалися, нижчий від задекларованого, бо вони є економічно легуваними. При цьому сталі мають належно високу твердість ($HB \geq 5000$ МПа), що досягається при застосуванні спеціальних методів термічної обробки. Зниження рівня легування сталей, з точки зору покращення їх зварюваності, це є позитивний важіль. Але при зварюванні з'єднань це може призвести до суттєвого зниження твердості броньової сталі в зоні відпуску металу ЗТВ.

Наступним етапом досліджень було випробування зразків за методом Імплант, в яких концентратор напружень був відсутнім. У першу чергу було встановлено, що при зварюванні без попереднього підігріву досліджуваних броньових сталей високолегованим дротом типу Св-08Х20Н9Г7Т уповільненого руйнування зразків не спостерігалося навіть при навантаженнях з рівнем напружень до 500 МПа. При навантаженнях, коли напруження перевищували 500 МПа, активізувалися процеси пластичного деформування в високолегованому наплавленому металі, результатом якого було чисто механічне руйнування виключно по ньому. Досить висока опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ при зварюванні броньової сталі високоле-

Таблиця 3. Розрахункові показники температури попереднього підігріву при зварюванні броньових сталей високої твердості завтовшки 10 мм

| Броньова сталь | Хімічний склад сталі | P_{cm} , % | CET, % | Попередній підігрів, ТР, °С | |
|----------------|----------------------|--------------|--------|-----------------------------|-------------------------|
| | | | | 3 см ³ /100г | 5 см ³ /100г |
| Марка 71 | Максимальний | 0,67 | 0,69 | 300 | 310 |
| | Фактичний | 0,55 | 0,56 | 195 | 210 |
| ARMSTAL 500 | Максимальний | 0,50 | 0,54 | 185 | 200 |
| | Фактичний | 0,43 | 0,47 | 130 | 150 |
| HB 500 MOD | Максимальний | 0,53 | 0,59 | 235 | 255 |
| | Фактичний | 0,36 | 0,41 | 85 | 105 |
| Protection 500 | Максимальний | 0,55 | 0,61 | 240 | 260 |
| | Фактичний | 0,41 | 0,44 | 110 | 125 |
| ARMOX 500 | Максимальний | 0,55 | 0,61 | 240 | 260 |
| | Фактичний | 0,35 | 0,40 | 80 | 100 |
| RAMOR 500 | Максимальний | 0,60 | 0,65 | 280 | 290 |
| | Фактичний | 0,33 | 0,34 | 60 | 80 |

гованим дротом пояснюється формуванням на ділянці гартування переважно мартенситу відпуску, щільність дислокацій та структурні напруження в якому практично в 2 рази нижчі, ніж при зварюванні низьколегованими матеріалами [12, 13]. Тому при зовнішньому навантаженні такий метал ЗТВ більш здатний до мікропластичного деформування без утворення мікротріщин.

Ураховуючи отримані дані при зварюванні високолегованим дротом, напруження рівнем 500 МПа було умовно прийнято за критерій, який необхідно досягти при зварюванні зразків низьколегованим дротом за рахунок застосування попереднього підігріву. Узагальнені результати випробувань опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ з'єднань броньових сталей при зварюванні дротом типу Св-10ГСМТ у вигляді залежностей критичних напружень руйнування від температури попереднього підігріву ($T_{\text{пн}}$) представлено на рис. 1.

Критичні напруження руйнування при зварюванні без попереднього підігріву, які в залежності від марки сталі становлять 150...350 МПа, в декілька разів нижчі за границю текучості броньової сталі ($\sigma_{0,2} \geq 1250$ МПа). При цьому час розвитку процесу уповільненого руйнування при наванта-

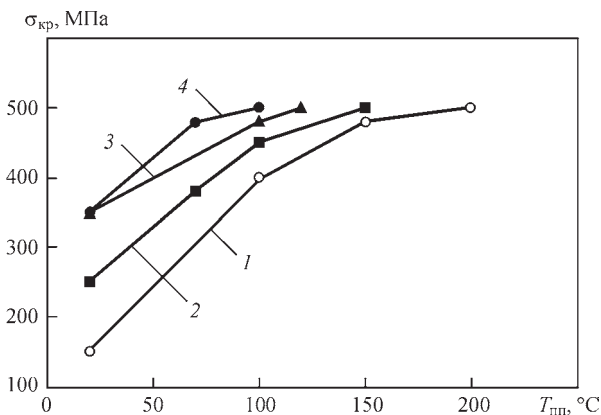


Рис. 1. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМТ (зразки без концентратора): 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – Protection 500; 4 – HB 500 MOD

женні зразків з рівнем напружень 500 МПа протікає досить швидко і становить не більше 1...3 хв. Застосування попереднього підігріву сприяє підвищенню опірності металу ЗТВ уповільненому руйнуванню, що пов'язано з формуванням більш пластичних структур в металі ЗТВ. Час зародження та розвитку мікротріщин суттєво підвищується. Так наприклад, при зварюванні сталі марки 71 при попередньому підігріві з температурою 100 $^\circ\text{C}$ час до руйнування зразків при такому рівні навантаження становив 1,5...2 год, при 150 $^\circ\text{C}$ вже 4...6 год, а при 200 $^\circ\text{C}$ уповільненого руйнування зразків не спостерігалось на протязі 24 год.

На рис. 2 представлено типові поверхні руйнування зразків по металу ЗТВ на прикладі броньової сталі марки 71. Як показали спеціальні фрактографічні дослідження поверхонь зламів, при зварюванні без попереднього підігріву руйнування зразків у процесі зародження та розвитку мікротріщин відбувається переважно крихко по границям та тілу зерен (рис. 2, а). Співвідношення крихкого міжзеренного та внутрішньозеренного зламів становить приблизно 4/1. При застосуванні попереднього підігріву критичні напруження поступово зростають. Так при попередньому підігріві з температурою 100 $^\circ\text{C}$ частка крихкого міжзеренного зламу зменшується до 30 % (рис. 2, б). А при попередньому підігріві з температурою 150 $^\circ\text{C}$ злам можна характеризувати як переважно крихкий внутрішньозеренний з незначною часткою в'язкого руйнування (рис. 2, в).

Якщо порівняти наведені дані в табл. 3 та на рис. 1 видно, що температура попереднього підігріву при іспитах зразків, при якій критичні напруження дорівнюють 500 МПа, близька до розрахункових значень для зазначених сталей при вмісті дифузійного водню рівнем 3 $\text{cm}^3/100$ г. Такий рівень дифузійного водню в наплавленому низьколегованому металі забезпечується при зварюванні в суміші захисних газів. При порівняльних дослідженнях встановлено, що температура попереднього підігріву, при якій за розрахунковими даними відсутні холодні тріщини в зварних

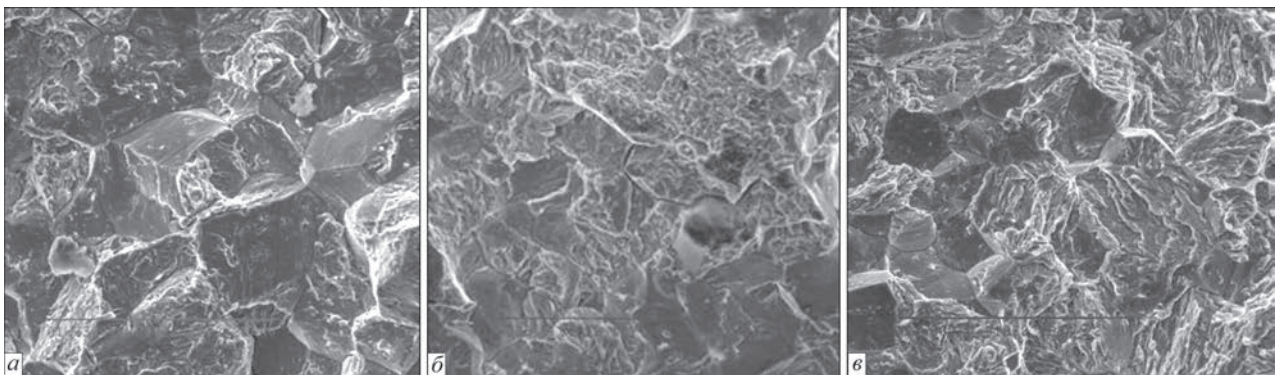


Рис. 2. Характерні злами при уповільненому руйнуванні металу ЗТВ сталі 71 при зварюванні дротом Св-10ГСМТ ($\times 800$): а – $T_{\text{пн}} = 20$ $^\circ\text{C}$; б – 100; в – 150

з'єднаннях, а за іспитами зразків Імплант не відбувається уповільненого руйнування по металу ЗТВ, для броньованої сталі марки 71 відповідно становить 195 та 200 °С, для сталі ARMSTAL 500 – 135 та 150 °С, Protection 500 – 110 та 120 °С, HB 500 MOD – 85 та 100 °С. Тобто, при зварюванні з'єднань броньових сталей, в яких відсутні будь які концентратори напружень, для виключення вірогідності утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях температуру їх попереднього підігріву можливо визначити розрахунковим методом за показниками СЕТ та ТР.

Але слід зазначити, що наявність концентратора напружень в зварному з'єднанні може бути закладено конструктивно, якщо воно виконується без повного провару. Наприклад, це можуть бути кутові та з'єднання в накид (ДСТУ EN ISO 9692-1). Також утворення концентраторів напружень можливо в з'єднаннях з повним проваром при порушеннях техніки та режимів зварювання, коли виникають поодинокі дефекти як непровар, несплавлення, підрізи тощо. І також які після зварювання не змогли вчасно виявити та видалити. Тому були проведені випробування зразків за методом Імплант, які мали геометричний концентратор напружень. Узагальнені результати цих випробувань представлено на рис. 3.

Якщо порівнювати дані на рис. 1 та 3 видно, що при зварюванні зразків Імплант броньових сталей з геометричним концентратором напружень процеси уповільненого руйнування металу ЗТВ протікають більш активно. При зварюванні без попереднього підігріву критичні напруження, що призводять до уповільненого руйнування, знижуються до 50...150 МПа. При цьому, щоб досягти критичних напружень рівнем 500 МПа необхідно застосовувати попередній підігрів при більш високих температурах. Так, для сталі марки 71 фактичного хімічного складу температура попереднього підігріву повинна вже складати не 200, а 250 °С, для сталі марки ARMSTAL 500 не 150,

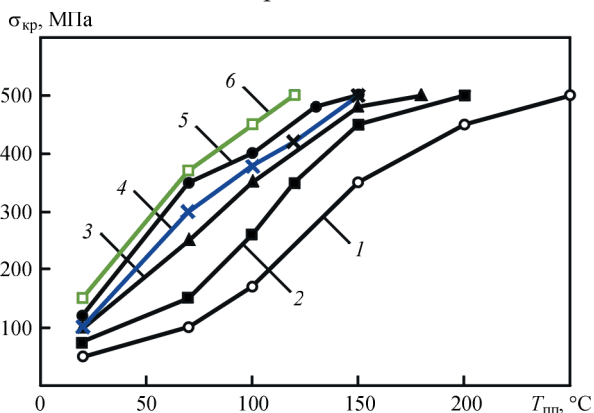


Рис. 3. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМ (зразки з концентратором): 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – Protection 500; 4 – HB 500 MOD; 5 – ARMOX 500; 6 – RAMOR 500

а 200 °С, для Protection 500 відповідно не 120, а 180 °С. Така сама тенденція збільшення температури попереднього підігріву при наявності концентратора напружень притаманна і для інших броньових сталей. Це пов'язано з тим, що концентратори напружень у зварних з'єднаннях броньових сталей суттєво прискорюють зародження та розвиток тріщин в металі ЗТВ. Тому, в разі зварювання з'єднань без повного провару розрахункову температуру попереднього підігріву слід підвищувати. Як показали випробування за методом Імплант температура попереднього підігріву зварних з'єднань повинна бути підвищена від розрахункової орієнтовно на 50...70 °С. А наявні дефекти в зварних з'єднаннях необхідно обов'язково виявляти та видалити.

Слід також зазначити, що при випробуваннях зразків Імплант з геометричним концентратором напружень, зварювання яких були виконано високолегованим дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву, також було зафіксовано зниження рівня критичних напружень уповільненого руйнування по металу ЗТВ (рис. 4).

З наведених даних видно, що концентратор напружень суттєво впливає на розвиток процесів уповільненого руйнування в металі ЗТВ з'єднань броньових сталей навіть при застосуванні високолегованих зварювальних матеріалів. Якщо при іспитах зразків всіх зазначених сталей без геометричного концентратора уповільненого руйнування не відбувалося, то при його наявності вони вже протікають активно. Так, критичні напруження, при яких відсутнє руйнування, для сталі 71 знижуються до 200 МПа, сталей ARMSTAL 500, ARMOX 500 і Protection 500 до 300...350 МПа. При цьому варіанти іспитів також були випробувані сталі HB 500 MOD та RAMOR 500, критичні напруження для них були більші і становили 400...450 МПа. Для закордонних броньових сталей зазначеного складу це досить високий рівень

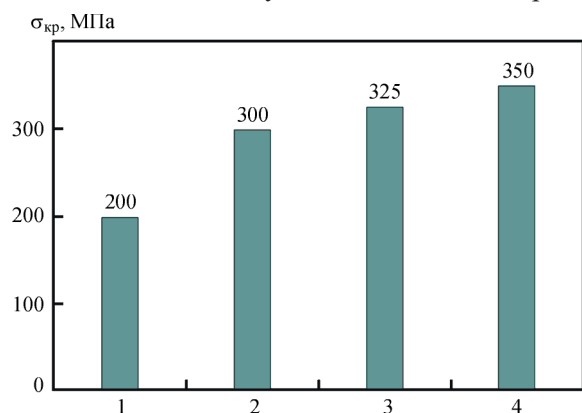


Рис. 4. Вплив концентрації напружень на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву: 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – ARMOX 500; 4 – Protection 500

критичних напружень, більше 300 МПа, який може бути достатнім щоб уникнути утворення холодних тріщин у кореневій частині зварних з'єднань при зварюванні багатошарових з'єднань. Що стосується сталі марки 71, то цього стверджувати не можна. Тому необхідно було провести додаткові дослідження із застосуванням технологічних проб.

Зварювання технологічних проб «жорстка обварка» підтверджують висновки за результатами іспитів за методом Імплант. При зварюванні броньових сталей зазначеного хімічного складу закордонних марок без попереднього підігріву при застосуванні високолегованого дроту Св-08Х20Н9Г7Т холодні тріщини в з'єднаннях не утворюються (рис. 5, а, б). При зварюванні броньової сталі марки 71 холодних тріщин в зварному з'єднанні візуально також не спостерігалися при звичайному обстеженні. Але після спеціального травлення деяких шліфів та збільшення зображення були виявлені мікротріщини глибиною до 0,5 мм, так звані «надриви», які утворились в ЗТВ з'єднань в районі концентратора (рис. 5, г). Подальшого розвитку ці тріщини не отримали, що може бути пояснено релаксацією напружень при утворенні тріщини та достатньо високими пластичними властивостями металу ЗТВ з'єднань, який утворився при застосуванні високолегованого зварювального матеріалу. Але це не виключає вірогідність їх розвитку при зовнішніх навантаженнях у процесі експлуатації виробу. В інших випадках, при зварюванні закордонних броньових сталей зазначеного хімічного складу таких мікротріщин не виявлено. Але, все ж таки, зварювання з'єднань високолегованим матеріалом без попереднього підігріву вітчизняної броньової сталі марки 71 та закордонних броньових сталей, які за вмістом вуглецю будуть близькі до складу сталі марки 71, повинно виконуватися з повним проваром.

Навпаки, при зварюванні дротом Св-10ГСМТ в металі ЗТВ зварних з'єднаннях холодні тріщини активно розвиваються. Уникнути утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях при цьому варіанті зварювання можливо лише за умов, коли температура попереднього підігріву в залежності від марки сталі становить від 100 до 250 °С. В табл. 4 приведені узагальнені результати зварювання технологічних проб дротом Св-10ГСМТ, а на рис. 6, 7 типові макрошліфи зварних з'єднань.

У залежності від складу сталі утворення та розвиток холодних тріщин відрізняється, що встановлено методом акустичної емісії. Так при зварюванні броньових сталей марок 71 та ARMSTAL 500 без попереднього підігріву холодні тріщини інтенсивно утворюються вже безпосередньо після закінчення зварювання першого шару шву. Час

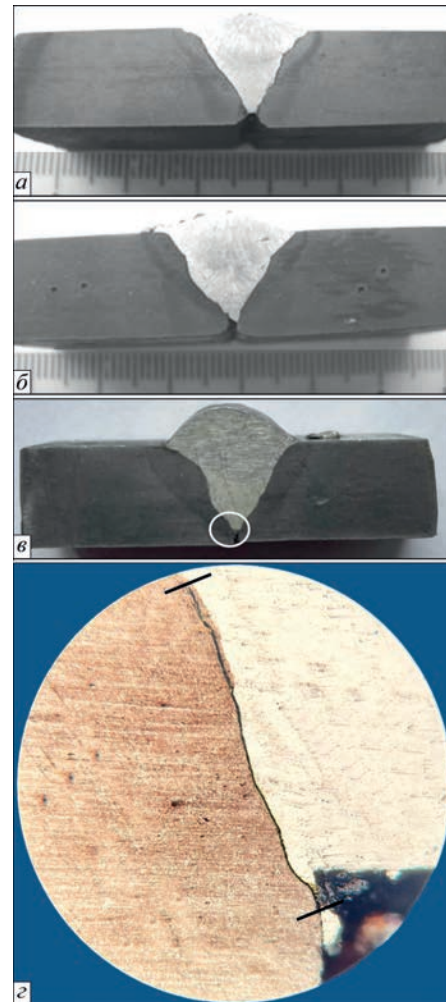


Рис. 5. Макрошліфи зварних з'єднань технологічних проб «жорстка обварка» броньових сталей завтовшки 10...12 мм, виконаних дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву: а – HV 500 MOD; б – PROTECTION 500; в – марки 71; г – мікротріщина в ЗТВ з'єднання сталі марки 71 ($\times 100$)

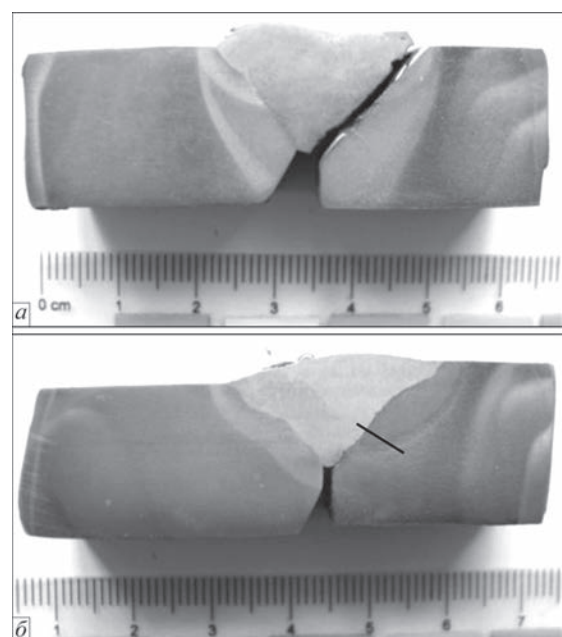


Рис. 6. Холодні тріщини в зварних з'єднаннях броньової сталі марки 71 при зварюванні дротом Св-10ГСМТ: а – зварювання без попереднього підігріву; б – $T_{\text{підігріву}} = 150$ °С

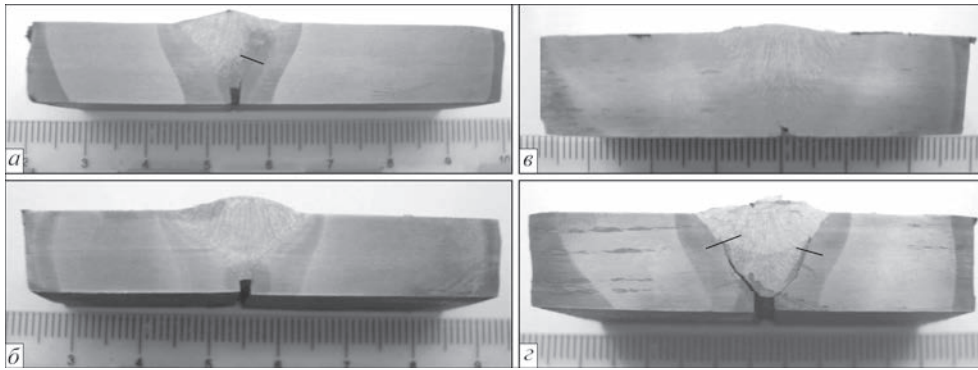


Рис. 7. Макрошліфи зварних з'єднань закордонних броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМТ: а – HB 500 MOD без попереднього підігріву, холодні тріщини в ЗТВ; б – HB 500 MOD, $T_{\text{під}} = 150$ °С, тріщини відсутні; в – PROTECTION 500, $T_{\text{під}} = 200$ °С, тріщини відсутні; г – ARMSTAL 500, $T_{\text{під}} = 100$ °С, холодні тріщини в ЗТВ

Таблиця 4. Наявність холодних тріщин в контрольних з'єднаннях броньових сталей завтовшки 10...12 мм при зварюванні технологічних проб дротом Св-10ГСМТ

| Броньована сталь | Температура попереднього підігріву ($T_{\text{під}}$), °С | | | | |
|------------------|---|-----|-----|-----|-----|
| | 20 | 100 | 150 | 200 | 250 |
| Марка 71 | Так | Так | Так | Так | Ні |
| ARMSTAL 500 | ->- | ->- | ->- | Ні | - |
| HB 500 MOD | ->- | ->- | Ні | - | - |
| PROTECTION 500 | ->- | ->- | Так | Ні | - |
| ARMOX 500 | ->- | ->- | Ні | - | - |
| RAMOR 500 | ->- | Ні | - | - | - |

їх розвитку становить до однієї хвилини. При зварюванні сталей HB 500 MOD, PROTECTION 500, ARMOX 500 та RAMOR 500 холодні тріщини в металі ЗТВ з'єднань розвиваються більш повільно, на протязі від 10 до 30 хв. При застосуванні попереднього підігріву процеси руйнування уповільнюються і при температурі 150 °С час утворення та розвитку тріщин в зварних з'єднаннях сталей марок 71 та ARMSTAL 500 становить вже приблизно одну годину. Це пояснюється тим, що при попередньому підігріві знижується швидкість охолодження і в металі ЗТВ формуються структури з меншим ступенем загартованості, метал становиться більш пластичним і потрібно значно більше часу для його руйнування. При цьому слід зазначити, що отримані показники температури попереднього підігріву при зварюванні контрольних з'єднань технологічних проб «жорстка обварка», в яких був закладено непровар, та за результатами іспитів зразків з геометричним концентратором напружень за методом Імплант практично співпадають.

З результатів досліджень також видно, що схильність зварних з'єднань броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та величина температури попереднього підігріву для їх попередження суттєво залежать від хімічного складу сталі, а саме вмісту вуглецю. Так, з розглянутих нами броньових сталей зазначеного складу найбільший уміст вуглецю, на рівні 0,28...0,30 %, є у сталей марок ARMSTAL 500,

PROTECTION 500 та 71. Тому температура попереднього підігріву з'єднань при їх зварюванні низьколегованими матеріалами повинна становити відповідно 200...250 °С. При зварюванні з'єднань сталей марок RAMOR 500, ARMOX 500 та HB 500 MOD, вміст вуглецю в яких є на рівні 0,21...0,26 %, температура попереднього підігріву відповідно 100...150 °С. Якщо закордонні броньові сталі будуть виготовлені при максимально допустимому вмісті вуглецю, тобто підвищено до 0,30...0,35 % як це декларується нормативними документами виробників, то з точки зору забезпечення опірності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин необхідно буде збільшувати температуру їх попереднього підігріву до 250 °С і вище. При цьому слід взяти до уваги, що ця температура попереднього підігріву перевищує температуру низького відпуску сталі при її виготовленні, та вона безумовно призведе до зниження твердості броньованої сталі в районі зварного з'єднання. Внаслідок цього це негативно позначиться на службових властивостях виробів у цілому, що є неприйнятно. Тому вміст вуглецю в броньових сталях доцільно обмежувати рівнем не вище 0,26 %.

Висновки

1. При дуговому зварюванні низьколегованими матеріалами типу Св-10ГСМТ з'єднання броньових сталей високої твердості мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин в металі ЗТВ. Застосування попереднього підігріву дозволяє їх уникнути. Температуру попереднього підігріву, при якій холодні тріщини в зварних з'єднаннях не утворюються, можливо розрахувати за показниками СЕТ та ТР відповідно до хімічного складу броньової сталі. При наявності закладених концентраторів напружень в зварних з'єднаннях розрахункова температура попереднього підігріву повинна бути підвищена на 50...70 °С.

2. Зварні з'єднання броньових сталей високої твердості досліджуваного складу, виконані висо-

колегованим матеріалом типу Св-08Х20Н9Г7Т, внаслідок формування більш пластичних гартівних структур в металі ЗТВ мають підвищену опірність до уповільненого руйнування і утворення холодних тріщин. Наявність концентраторів напружень при зварюванні закордонних броньових сталей активізує процеси уповільненого руйнування, але критичні напруження руйнування достатньо високі, більше 300 МПа. Внаслідок цього мікротріщини в металі ЗТВ та холодні тріщини в з'єднаннях не утворюються. Тому зварювання з'єднань цих сталей можливо виконувати без попереднього підігріву високолегованими матеріалами навіть при наявності концентраторів напружень.

3. У зварних з'єднаннях вітчизняної броньової сталі марки 71 з вмістом вуглецю 0,31 %, виконаних високолегованим матеріалом без попереднього підігріву, наявність концентраторів напружень суттєво прискорює процеси уповільненого руйнування і в металі ЗТВ утворюються мікротріщини. В подальшому ці мікротріщини в магістральну холодну тріщину не розвиваються. Це може бути пояснено релаксацією напружень при їх утворенні та достатніми пластичними властивостями металу для перешкоджання їх розвитку. Але це не виключає вірогідність їх розвитку при зовнішніх навантаженнях в процесі експлуатації виробу. Тому зварювання з'єднань броньової сталі марки 71 високолегованими матеріалами доцільно виконувати з повним проваром.

4. Перевагу при виборі броньової сталі високої твердості при виготовленні легкоброньованої техніки слід надавати тій, в якій вміст вуглецю не перевищує 0,26 %. При зварюванні такої броньової сталі низьколегованими матеріалами забезпечується достатньо висока опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин навіть при наявності концентраторів напружень за рахунок попереднього підігріву до температури 150 °С, а також при зварюванні без попереднього підігріву при застосуванні високолегованих матеріалів.

Список літератури

1. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
2. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харків, Харківська друкарня № 16.
3. Скульский В.Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающих сталей. *Автоматическая сварка*, 7, 14–20.
4. Günen, A., Bayar, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. of Engineering Materials and Technology*, 142, 2.
5. Походня И.К., Швачко И.В. (1997) Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей. *Автоматическая сварка*, 5, 3–12.

6. Гайворонский А.А. (2013) Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали. *Там же*, 5, 15-21.
7. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of hydrogen energy*, 33(7), 1897–1908.
8. EN 1011-2:2001. *Recommendations for welding of metallic materials*.
9. Suzuki, H. (1980) *Cold Cracking and its Prevention in Steel Welding (III)*. DOC IIW IX-1157-80.
10. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Effect of welding consumables on hydrogen induced cracking of armour grade quenched and tempered steel welds. *Ironmaking & Steelmaking*, 33(7), 549–560.
11. Позняков В.Д., Шеягин В.Д., Жданов С.Л. и др. (2015) Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа. *Автоматическая сварка*, 10, 20-25.
12. Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Бердникова О.М. та ін. (2020) Вплив низькотемпературного відпуску на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцної сталі 30Х2Н2МФ. *Автоматичне зварювання*, 2, 23–29.
13. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2018) Metallurgical characteristics of armour steel welded joints used for combat vehicle construction. *Defence Technology*, 14(5), 590–606.

References

1. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkiv, Kharkivska Drukarnya No. 16 [in Ukrainian].
3. Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, 7, 12-17.
4. Günen, A., Bayar, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. of Engineering Materials and Technology*, 142, 2.
5. Pokhodnya, I.K., Shvachko, I.V. (1997) Physical nature of hydrogen induced cold cracks in welded joints of structural steels. *Avtomatich. Svarka*, 5, 3–12 [in Russian].
6. Gajvoronsky, A.A. (2013) Influence of diffusible hydrogen on delayed cracking resistance of high-carbon steel welded joints. *The Paton Welding J.*, 5, 14-20.
7. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of hydrogen energy*, 33(7), 1897–1908.
8. EN 1011-2:2001. *Recommendations for welding of metallic materials*.
9. Suzuki, H. (1980) *Cold Cracking and its Prevention in Steel Welding (III)*. DOC IIW IX-1157-80.
10. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Effect of welding consumables on hydrogen induced cracking of armour grade quenched and tempered steel welds. *Ironmaking & Steelmaking*, 33(7), 549–560.
11. Позняков В.Д., Шеягин В.Д., Жданов С.Л. и др. (2015) Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа. *Автоматическая сварка*, 10, 20-25.
12. Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Бердникова О.М. та ін. (2020) Вплив низькотемпературного відпуску на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцної сталі 30Х2Н2МФ. *Автоматичне зварювання*, 2, 23–29.
13. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2018) Metallurgical characteristics of armour steel welded joints used for combat vehicle construction. *Defence Technology*, 14(5), 590–606.

PREVENTION OF COLD CRACKING IN ARMOUR STEEL WELDING

O.A. Gaivoronskyi, V.D. Poznyakov, A.V. Zavdoveyev, A.V. Klapatyuk, A.M. Denisenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: paton39@ukr.net

The work presents the results of investigations of cold cracking susceptibility of welded joints on modern high hardness armour steels and gives recommendations on their prevention. Calculations were performed using a calculation method according to EN 1011-2:2001 – the Implant method to determine the delayed fracture resistance of the HAZ metal and rigid technological test in welding multilayer joints. It is found that in arc welding, the joints of high hardness armour steels have a higher cold cracking susceptibility in the HAZ metal. In welding with low-alloyed material of Sv-10GSMT type application of preheating allows avoiding them. The preheating temperature can be calculated by CET and TE indices in keeping with the armour steel composition. In the presence of steel raisers in the welded joints the calculated preheating temperature should be increased by 50 – 70 °C. The welded joints made with high-alloyed material of Sv-08Kh20N9G7T type have higher delayed fracture and cold cracking resistance. In manufacture of light armoured vehicles, it is recommended to select armour steel with carbon content of not more than 0.26 % C. In welding such armour steel by low-alloyed materials sufficiently high cold cracking resistance of welded joints is ensured, even in the presence of stress raisers, due to preheating up to the temperature of 150 °C, as well as in welding without preheating at application of high-alloyed materials. 13 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

Keywords: armour steel, high hardness steel, arc welding, welded joints, HAZ metal, cold cracks

Надійшла до редакції 25.04.2023

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ВИРОБНИЦТВО ТВЕРДОСПЛАВНОГО ІНСТРУМЕНТУ

У 2018 р. засновано R&D центр, який об'єднав компетенції ПрАТ «ПлазмаТек» та Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона. Технологічним ядром центру є обробка тугоплавких металів W, Mo, Ti, Co та карбідів на їх основі високоенергетичним пучком електронів.

Промислова технологія повного циклу відновлення використаних і виробництва нових деталей на основі твердого сплаву WC-Co включає: унікальні проміжні технології відновлення і синтезу субмікронних і мікронних порошків WC; прецизійне пресування і високошвидкісне електронно-променево спікання напівфабрикатів. Робота наукового центру побудована на переробці вживаної сировини, яка в подальшому проходить обробку для перетворення у вхідний порошок потрібних параметрів.

Дослідні партії волочильних фільтер та ножів для рубки дроту пройшли промислові випробування в умовах серійного виробництва зварювальних матеріалів і продемонстрували високий рівень конкурентоспроможності. В постійному виробництві фільтера волочильна, ніж рубочний, ролик металургійний, заготовка для виготовлення фрез та свердл.

