

**В.Г. Раздобрєєв** к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7402-7992

*Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*

### **ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ НА КОРОЗІЙНУ ПОВЕДІНКУ ТЕРМІЧНО ЗМІЦНЕННОГО ПРОКАТУ**

**Анотація.** В роботі проведено дослідження корозійної поведінки гарячекатаного і термічно зміцненого прокату з вуглецевої сталі з різним вмістом в ній вуглецю. Метою є вибір оптимальних умов сталі термічної обробки для отримання задовільного поєднання міцності і корозійної стійкості при розвитку процесів загальної корозії з водневої поляризацією. Дослідження проводили на зразках з вуглецевої сталі (0,14-0,80 % C) в гарячекатаному і термічно зміцненому станах. Встановлено, що швидкість корозії ( $K$ ) в зразках сталі в загартованому стані нижче, ніж в гарячекатаному, однак зі зростанням вмісту вуглецю вона збільшується у 40 разів. Підвищення швидкості корозії зі зростанням вмісту вуглецю в гарячекатаній сталі обумовлено зростанням кількості перліту та підвищенням протяжності міжфазних границь ферит-цементит. Визначено, що у загартованій сталі в інтервалі вмісту вуглецю від 0,14 до 0,80 % C збільшення швидкості корозії обумовлено накопиченням надлишкової внутрішньої енергії та мікронапружень, пов'язаних зі збільшенням тетрагонального гратки мартенситу і виникненням концентраційної неоднорідності в твердому розчині. Встановлено, що при протіканні процесів корозії термічно зміцнених конструкційних сталей залежності швидкості корозії від температур відпуску описуються мають екстремальний характер з максимумом корозійної активності в інтервалі температур 350-500 °C. З підвищенням вмісту вуглецю в сталі корозійна активність термічно зміцненого прокату зростає. Визначено, що при температурі відпуску, що відповідає максимуму  $K$ , швидкість корозії в 1,5-3,6 рази вище, ніж в загартованому стані, і в 1,4-2,6 рази вище, ніж в гарячекатаному стані, причому з ростом вмісту вуглецю ця різниця зростає. Підвищення швидкості корозії з водневою деполяризацією в інтервалі температур відпуску 350-450 °C вірогідно пов'язано з процесом утворення карбідів і виникненням когерентних напружень при виділенні дисперсних частинок. Зростання корозійних втрат в цьому інтервалі з підвищенням вмісту вуглецю обумовлено збільшенням об'ємної частки дрібнодисперсних частинок фази карбіду і підвищенням рівня пружних мікропорушень кристалічної гратки ( $\Delta a/a$ ).

**Ключові слова:** вуглецева сталь, гарячекатаний та загартований стан, термічне зміцнення, температура відпуску, швидкість корозії.

**Посилання для цитування:** *Раздобрєєв В.Г.* Вплив вуглецю на корозійну поведінку термічно зміцненого прокату. //«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». – 2020. - Вип.34. – С.190-201. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2020-34-190-201

*Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії.* – 2020. – Випуск 34  
«Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2020. – Vypusk 34  
«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2020. – Collection 34

**Вступ.** Як відомо, агресивне середовище суттєво пришвидшує руйнування металевих виробів та цілих конструкцій, що експлуатуються середовищах різної степені агресивності, за жорстких постійних та змінних навантажень [1]. Враховуючи те, що навіть слабо агресивні середовища (наприклад, 3 % водний розчин NaCl, де головним окислювачем (деполяризатором) є кисень ( $O_2$ )) досить суттєво пришвидшують зародження і розвиток корозійного руйнування металовиробів.

Крім кисню активними окислювачами можуть бути діоксид сірки ( $SO_2$ ), HCl,  $NH_3$  та інші речовини, що знаходяться в повітрі індустриальних і житлових районів [2].

В останні десятиліття, через підвищені викиди в атмосферу промислових районів  $SO_2$ , яка, взаємодіючи з вологою повітря, утворює  $H_2SO_4$ , посилено зростає процес атмосферної кислотної корозії металофонду, зумовленої «кислотними дощами» [3]. При такому корозійному процесі, поряд з киснем, окислювачем (акцептором електронів) виступають іони водню ( $H^+$ ) і в цьому випадку говорять про корозію з водневою деполяризацією.

Термічне зміцнення дозволяє в 1,5-2 рази підвищити міцність прокату з низьковуглецевих і низьколегованих сталей при достатній пластичності і в'язкості і може дати економію металу від 15-20% до 50-60%. Однак ефективність використання такого металу буде в значній мірі визначатися його корозійною стійкістю, яка може істотно відрізнитися від стійкості в традиційному гарячекатаному стані.

**Мета роботи.** Метою роботи є дослідження впливу вуглецю, особливостей структурного стану прокату на його корозійну поведінку в гарячекатаному і термічно зміцненому станах для вибору оптимальних умов його термічної обробки для отримання задовільного поєднання механічних властивостей і корозійної стійкості при розвитку процесів загальної корозії з водневою деполяризацією.

**Сучасний стан розробки.** Накопичені до останнього часу дані про корозійну поведінку сталевих матеріалів і запропоновані способи підвищення їх корозійної стійкості відносяться переважно до сталевому прокату масового застосування з вуглецевих і низьколегованих сталей невисокої міцності, що поставляються для виготовлення металоконструкцій в гарячекатаному стані [1,2]. Тим часом вельми ефективним способом економії металу в народному господарстві за рахунок підвищення його міцності, а також забезпечення можливості заміни низьколегованих конструкційних сталей простішими і дешевшими низьковуглецевими є застосування термічної обробки, особливо з прокатного нагріву в потоці сортових прокатних станів [4].

Одним з пріоритетних напрямків розвитку сучасної металургії, будівництва, машинобудування і транспорту є зниження металоємності конструкцій і машин, економія енерговитрат і енергоносіїв за допомогою розробки нових технологій і матеріалів [5].

Термічній обробці для зміцнення піддають товстолістовий прокат, суцільнокатані колеса, рейки, арматурну сталь, куточок, швелер, двотавр, шахтну кріплення і ін. на промислових установках для термічної обробки металопрокату. Оскільки термічно зміцнений стан є метастабільним, тобто має підвищену внутрішню енергію, то такий стан в порівнянні з незміцненим (гарячекатаним) може виявитися корозійно активним та призводити до обмеження використання термічно зміцненого прокату в умовах впливу рідких і газоподібних агресивних середовищ [6].

Саме до гарячекатаного стану відноситься наявні далеко не систематичні і не однотайні в своїх оцінках наукові відомості про корозійну поведінку вуглецевих і низьколегованих конструкційних сталей, а дані про корозію термічно зміцненого прокату, як метастабільної системи з підвищеною вільною енергією, обмежені і суперечливі [7].

Як показали виконані в ІЧМ дослідження [8], при певних режимах термообробки термічно зміцнений стан може бути значно більш корозійно-активним, ніж незміцнений (гарячекатаний). Тому вивчення закономірностей поведінки термічно зміцненого прокату, як метастабільної металевої системи, має важливе практичне значення для вибору технології обробки і матеріалів, які б забезпечили задовільне поєднання міцності, пластичності термічно зміцненого металопрокату. Тому ця робота є продовженням досліджень в цьому напрямку.

**Результати досліджень.** Дослідження при корозії з водневою деполаризацією проводили за методикою, описаною в роботі [8] на прокаті діаметром 10 мм і довжиною 100 мм з конструкційних сталей зі зміною вуглецю в широких межах: від 0,14 до 0,75 % (табл. 1) виробництва ПАО «АрселорМіттал Кривий Ріг».

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей, що досліджувались

№ п/п	Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % (по масі)				
		<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
1	Ст3	0,14	0,48	0,24	0,03	0,01
2	Ст5	0,32	0,62	0,25	0,05	0,02
3	Ст50	0,50	0,58	0,27	0,023	0,008
4	Ст80	0,75	0,76	0,25	0,021	0,016

Гартування зразків сталей марок Ст3 та Ст5 проводили від температури  $950 \pm 10$  °C, Ст50 - від  $850 \pm 10$  °C (витримка 15 хв.) в воді.

Зразки сталі 80 гартували від 800 °С (витримка 20 хв.) в концентрованій сірчаній кислоті, що забезпечувало в зразках наскрізну мартенситну прогартуваність без утворення гартівних тріщин. Відпуск проводили в інтервалі температур 100-700 °С через кожні 25-50 °С протягом 1 год. Охолодження після відпуску – на повітрі. Для порівняння досліджували гарячекатану сталь.

Залежності швидкості корозії в 1 N розчині  $H_2SO_4$  від температури відпуску загартованих сталей з різним вмістом вуглецю, представлені на рис. 1-4, а в табл. 2-5 наведені дані механічних властивостей сталей в гарячекатаному та загартованому станах та після гартування і різних режимів відпуску.

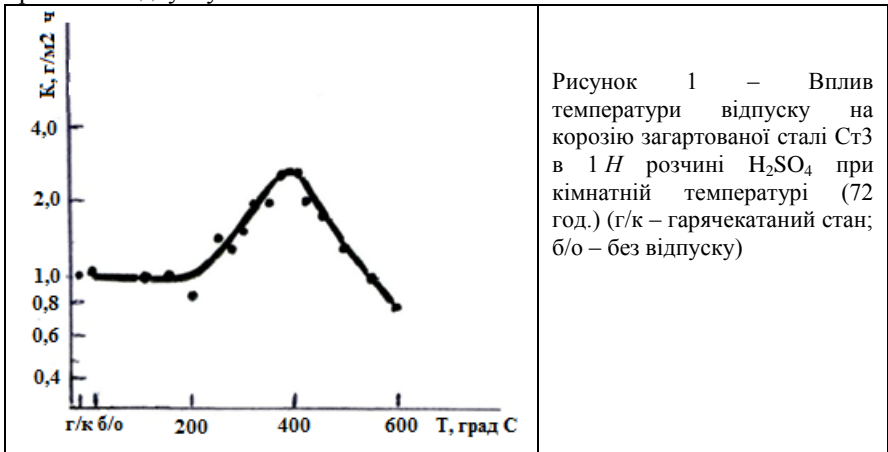


Рисунок 1 – Вплив температури відпуску на корозію загартованої сталі Ст3 в 1 N розчині  $H_2SO_4$  при кімнатній температурі (72 год.) (г/к – гарячекатаний стан; б/о – без відпуску)

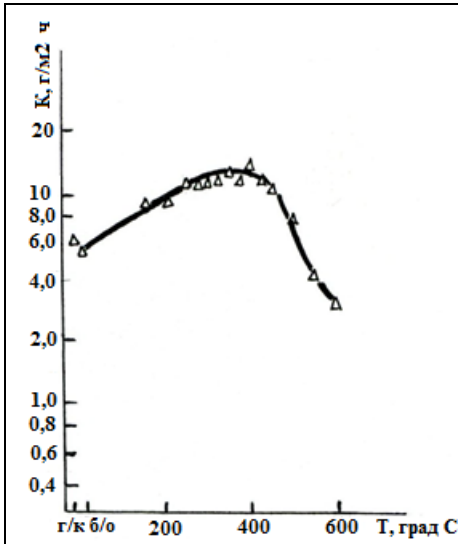
З підвищенням вмісту вуглецю в межах 0,14-0,75 % структура гарячекатаної сталі змінюється від ферито-перлітної (рис. 5а) до повністю перлітної (рис. 5б), міцність при цьому зростає в 2,4 рази, а швидкість корозії з водневою деполаризацією збільшується майже на два порядки (в 80 разів) (див. рис. 1-4).

Швидкості корозії ( $K$ ) зразків зі сталей в загартованому стані, як правило, нижче, ніж в гарячекатаному, однак і в цьому стані з ростом вмісту вуглецю в досліджених межах вона зростає в 40 разів (рис. 1-4). Підвищення швидкості корозії  $K$  з ростом вмісту вуглецю в гарячекатаному стані пояснюється збільшенням кількості перліту і підвищенням протяжності міжфазних границь ферит-цементит.

У разі загартованої сталі в інтервалі вмісту вуглецю від 0,14 до 0,50%  $C$  швидкість корозії збільшується на один порядок (1000 %), а в інтервалі 0,5-0,75%  $C$  – приблизно на 280 % (рис. 1-4).

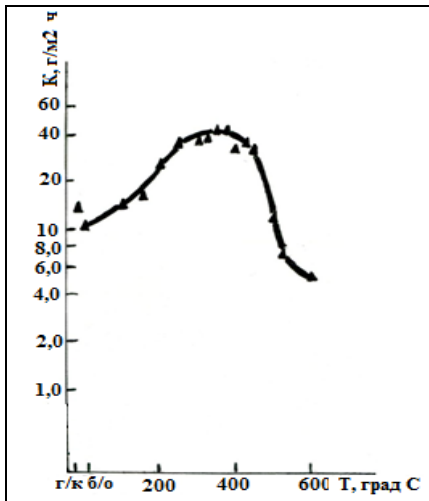
Таблиця 2 – Механічні властивості Ст3 в гарячекатаному та термічно зміцненому станах

Стан матеріалу	Механічні властивості		
	$\sigma_B, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_{T(0,2)}, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$
Гарячекатаний (г/к)	380	250	30,0
Загартований (б/о)	1310	1210	7,0
Заг. + від. 200 °С	1220	1090	6,0
Заг. + від. 250 °С	1080	1000	6,0
Заг. + від. 300 °С	1000	920	6,0
Заг. + від. 350 °С	1070	1020	9,0
Заг. + від. 400 °С	970	920	12,0
Заг. + від. 450 °С	900	850	14,0
Заг. + від. 500 °С	800	720	16,0
Заг. + від. 550 °С	750	690	18,0
Заг. + від. 600 °С	640	550	20,0
Заг. + від. 700 °С	520	410	28,0

Рисунок 2 – Вплив температури відпуску на корозію загартованої сталі Ст5 в 1 Н розчині H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> при кімнатній температурі (72 год.) (г/к – гарячекатаний стан; б/о – без відпуску)

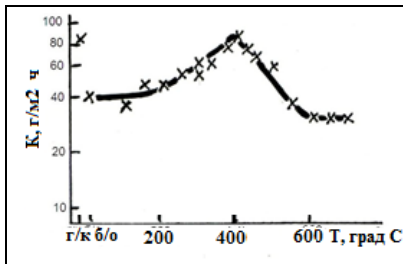
Таблиця 3 – Механічні властивості Ст5 в гарячекатаному та термічно зміцненому станах

Стан матеріалу	Механічні властивості		
	$\sigma_B, \text{Н/мм}^2$	$\sigma_{T(0,2)}, \text{Н/мм}^2$	$\delta_5, \%$
Гарячекатаний (г/к)	530	360	25,0
Загартований (б/о)	1400	1250	6,0
Заг. + від. 200 °С	1390	1240	6,0
Заг. + від. 300 °С	1300	1200	7,0
Заг. + від. 350 °С	1200	1100	9,0
Заг. + від. 400 °С	1050	1010	10,0
Заг. + від. 450 °С	930	860	12,0
Заг. + від. 500 °С	840	750	13,0
Заг. + від. 550 °С	750	650	20,0
Заг. + від. 600 °С	580	500	32,0
Заг. + від. 650 °С	560	450	34,0
Заг. + від. 700 °С	530	380	35,0

Рисунок 3 – Вплив температури відпуску на корозію загартованої сталі Ст50 в 1 Н розчині  $H_2SO_4$  при кімнатній температурі (72 год.) (г/к – гарячекатаний стан; б/о – без відпуску)

Таблиця 4 – Механічні властивості Ст50 в гарячекатаному та термічно зміцненому станах

Стан матеріалу	Механічні властивості		
	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{T(0,2)}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %
Гарячекатаний (г/к)	680	450	22,0
Заг. + від. 300 °С	1600	1500	9,0
Заг. + від. 350 °С	1550	1450	10,0
Заг. + від. 400 °С	1320	1250	12,0
Заг. + від. 450 °С	1200	1120	14,0
Заг. + від. 500 °С	1050	1000	15,0
Заг. + від. 550 °С	970	900	16,0
Заг. + від. 600 °С	820	780	18,0
Заг. + від. 650 °С	720	650	20,0
Заг. + від. 700 °С	700	600	26,0

Рисунок 4 – Вплив температури відпуску на корозію загартованої сталі Ст80 в 1 Н розчині H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> при кімнатній температурі (72 год.) (г/к – гарячекатаний стан; б/о – без відпуску)

Таблиця 5 – Механічні властивості Ст80 в гарячекатаному та термічно зміцненому станах

Стан матеріалу	Механічні властивості		
	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{T(0,2)}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %
Гарячекатаний (г/к)	900	500	12,0
Заг. + від. 300 °С	1900	1700	5,0
Заг. + від. 350 °С	1800	1600	6,0
Заг. + від. 400 °С	1600	1500	9,0
Заг. + від. 450 °С	1400	1300	10,0
Заг. + від. 500 °С	1230	1100	11,0
Заг. + від. 550 °С	1110	1030	12,0
Заг. + від. 600 °С	1000	900	15,0
Заг. + від. 650 °С	850	720	20,0
Заг. + від. 700 °С	780	680	22,0

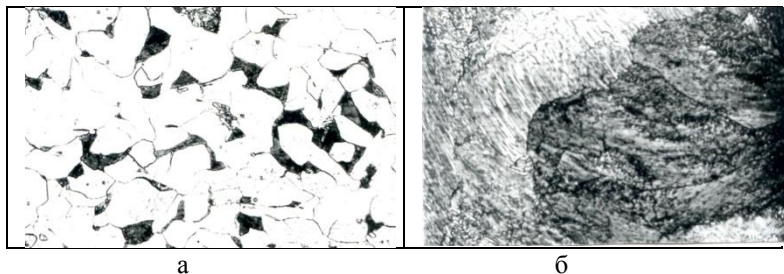


Рисунок 5 – Мікроструктура горячекатаної конструкційної сталі діаметром 10 мм з різним вмістом вуглецю: а – 0,14 % С; б – 0,75 % С. x500

Швидке наростання корозійних втрат загартованої сталі з ростом вмісту вуглецю в ній до 0,5 % обумовлено, мабуть, зростанням мікронапруг (накопиченням надлишкової внутрішньої енергії), пов'язаних зі збільшенням тетрагонального ґратки мартенситу і виникненням концентраційної неоднорідності в твердому розчині.

Така неоднорідність зумовлена тим, що в сталі з невеликим вмістом вуглецю вже в процесі самого гарту відбувається частковий розпад мартенситу [9,10]. При вмісті вуглецю понад 0,45 % концентраційна неоднорідність стає менш вираженою внаслідок зниження температури мартенситного перетворення [10]. Тому при вмісті вуглецю в сталі  $C > 0,5$  % внесок концентраційної неоднорідності в корозійні втрати знижується, що і призводить до менш швидкому зростанню швидкості корозії в інтервалі 0,5-0,8 % С в порівнянні з інтервалом 0,14-0,5 % С (див. рис. 1-4).

Всі досліджені термічно зміцнені сталі відрізняються однаковим характером залежності швидкості корозії ( $K$ ) від температури відпуску та описуються кривими з максимумами. Максимум  $K$  знаходиться для сталей з вмістом вуглецю 0,14-0,80 % С при температурах відпуску 400-450 °С (рис. 1-4). При температурі відпуску, що відповідає максимуму  $K$ , швидкість корозії в 1,5-3,6 рази вище, ніж в загартованому стані, і в 1,4-2,6 рази вище, ніж в горячекатаному стані, причому з ростом вмісту вуглецю ця різниця зростає (див. рис. 1-4).

Підвищення швидкості корозії з водневою деполяризацією в інтервалі температур відпуску 350-450 °С пов'язано, мабуть, з процесом утворення карбідів і виникненням когерентних напружень при виділенні дисперсних частинок. Зростання ж корозійних втрат в цьому інтервалі з підвищенням вмісту вуглецю обумовлено збільшенням об'ємної частки дрібнодисперсних частинок фази карбиду і підвищенням рівня пружних



мікропорушень кристалічної ґратки ( $\Delta a/a$ ) [10]. Отже, через зростання корозійної активності в інтервалі середніх температур відпуску (350-450 °С) для термічно зміцнених вуглецевих сталей є несприятливим і тим більше, чим вищий вміст вуглецю в сталі.

Високий відпуск (600 °С), навпаки, забезпечує значне зниження корозійних втрат у порівнянні з незміцненим (гарячекатаним) станом при збереженні суттєвого виграшу в міцності властивості. Наприклад, звичайна сталь марки Ст3 після гарту і такої відпустки характеризується підвищеним комплексом споживчих властивостей:  $\sigma_B=640 \text{ Н/мм}^2$ ;  $\sigma_T=550 \text{ Н/мм}^2$ ;  $\delta_5=20 \%$ .

### **Висновки.**

1. Досліджено закономірності впливу вуглецю в широких межах на поведінку вуглецевих сталей при загальній корозії з водневою деполаризацією після різних режимів термічного зміцнення.

2. Встановлено, що у всіх досліджених сталях загартований стан характеризується більш високою стійкістю до корозії, ніж гарячекатаний стан. Проте, як в гарячекатаному, так і в загартованому станах з ростом вмісту вуглецю в межах 0,14-0,80 % *C* швидкість корозії в кислому середовищі зростає приблизно на 2 порядки (80-140 разів).

3. Визначено, що при протіканні процесів корозії з водневою деполаризацією залежності швидкості загальної корозії термічно зміцнених конструкційних сталей від температур відпуску (самовідпуску) описуються екстремальними залежностями з максимумом корозійної активності в інтервалі температур 350-500 °С, причому, з підвищенням вмісту вуглецю в сталі корозійна активність термічно зміцненого прокату зростає.

### **Перелік посилань**

1. *Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З.* Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие. Київ: Наукова думка, 1988. Т. 1. 488 с.
2. *Веденкин С.Г.* Влияние состава низколегированных строительных сталей на их атмосферную коррозию // Защита металлов. 1975. Т. II. № 3. С. 275-289.
3. *Коновалов О.Ф., Рижников О.А., Корольов В.П.* Системний підхід до моніторингу корозії та захисту металевих конструкцій // Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2004. № 5. С. 99-103.
4. *Кугушин А.А., Узлов И.Г., Калмыков В.В. и др.* Высокопрочная арматурная сталь // Москва : Металлургия, 1986. 272 с.
5. *Одесский П.Д.* Современные стали для строительных металлических конструкций и вопросы экономической эффективности // Сталь. 2018. №12. С. 57-61.

*Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. – 2020. – Випуск 34 «Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2020. – Vypusk 34 «Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2020. – Collection 34*

6. Сокол И.Я., Ульянин Е.А., Фельдгандлер Э.Г. и др. Структура и коррозия металлов и сплавов // Москва : Металлургия. 1989. 400 с.
7. Коррозия: Справочник: под ред. Л.Л. Шрайера. // Москва : Металлургия, 1981. 631 с.
8. Раздобреев В.Г. Исследование влияния микролегирования бором на коррозионное поведение низкоуглеродистой конструкционной стали в различном структурном состоянии // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. трудов ИЧМ, Днепр: «ВІЗІОН», 2019. Вып. 33. С. 140-152.
9. Курдюмов Г.В. О поведении углерода в закаленной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1965. №8. С. 3-8.
10. Стародубов К.Ф., Бабич В.К., Сердюк А.Г., Улинский В.И. Влияние углерода на состояние тонкой кристаллической структуры при отпуске закаленных углеродистых сталей // Термическое упрочнение проката: науч. тр. Института черной металлургии. Москва: Металлургия, 1970. Вып. 36. С. 114-119.

### References

1. Panasyuk V.V., Andreykiv O.YE. & Parton V.Z. (1988). *Mekhanika ruynuvannya i mitsnist materialiv: Sprav. posibnyk [Mechanics of destruction and strength of materials: Ref. manual]*. Kyiv: Naukova dumka, 1988, Vol. 1, 488. [In Russian].
2. Vedenkin S.G. (1975). Vliyaniye sostava nizkolegirovannykh stroitelnykh staley na ikh atmosfernyuyu korroziyu [Influence of the composition of low-alloy construction steels on their atmospheric corrosion]. *Zashchita metallov [Protection of metals]*, 1975, Vol. II, 3, 275-289. [In Russian].
3. Konovalov O.F., Ryzhenkov O.A. & Korolov V.P. (2004). Systemnyy pidkhid do monitorynhu koroziyi ta zakhystu metalevykh konstruksiy [System approach to corrosion monitoring and protection of metal structures]. *Fizyko-khimichna mekhanika materialiv [Physicochemical mechanics of materials]*, 2004, 5, 99-103. [In Ukrainian].
4. Kugushin A.A., Uzlov I.G. & Kalmykov V.V. et al. (1986). *Vysokoprochnaya armaturnaya stal [High-strength reinforcing steel]*. Moskva: Metallurgiya, 1986, 272 p. [In Russian].
5. Odesskiy P.D. (2018). Sovremennyye stali dlya stroitelnykh metallicheskiy konstruksiy i voprosy ekonomicheskoy effektivnosti [Modern steels for building metal structures and issues of economic efficiency]. *Stal [Steel]*, 2018, 12, 57-61. [In Russian].
6. Sokol I.Ya., Ulyanin Ye.A. & Feldgandler E.G. et al. (1989). *Struktura i korroziya metallov i splavov [Structure and corrosion of metals and alloys]*. Moskva: Metallurgiya, 1989, 400 p. [In Russian].
7. *Korroziya: Spravochnik [Corrosion: Handbook]*. (1981). L.L. Schreier (Ed.). Moskva: Metallurgiya, 1981, 631. [In Russian].

8. Razdobreev V.G. (2019). Issledovaniye vliyaniya mikrolegirovaniya borom na korroziionnoye povedeniye nizkouglerodistoy konstruktsionnoy stali v razlichnom strukturnom sostoyanii [Research of the influence of boron microallegation on the corrosion behavior of a low-carbon structural steel in various structural condition] // *Fundamentalnyye i prikladnyye problemy chernoy metallurgii: Sb. nauchn. trudov ICHM [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. Collection of scientific articles ISI NANU]*, Dnepr: «VIZION», 2019, Vol. 33, 140-152. [In Russian].
9. Kurdyumov G.V. (1965). O povedenii ugleroda v zakalennykh stali [On the behavior of carbon in hardened steel]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov [Metal Science and Heat Treatment]*, 1965, 8, 3-8. [In Russian].
10. Starodubov K.F., Babich V.K., Serdyuk A.G. & Ulinskiy V.I. (1970). Vliyaniye ugleroda na sostoyaniye tonkoy kristallicheskoy struktury pri otpuske zakalennykh uglerodistykh staley [Influence of carbon on the state of a fine crystalline structure during the tempering of hardened carbon steels]. *Termicheskoye uprochneniye prokata: nauch. tr. Instituta chernoy metallurgii [Thermal hardening of rolled products: scientific works of Iron and Steel Institute]*. Moskva: Metallurgiya, 1970, Issue 36, 114-119. [In Russian].

**V.G. Razdobreev**, К.Т.Н., С.Н.С., [ORCID 0000-0001-7402-7992](https://orcid.org/0000-0001-7402-7992)

#### **Effect of carbon on the corrosion behavior of thermally hardened rolled products**

**Summary.** In this work, we studied the corrosion behavior of hot-rolled and heat-hardened rolled products made of carbon steel with different carbon content in order to select the optimal conditions for its heat treatment to obtain a satisfactory combination of strength and corrosion resistance during the development of processes of general corrosion with hydrogen depolarization. The studies were carried out on samples of carbon steel (0.14-0.8% C) in hot-rolled and heat-hardened states. It has been established that the corrosion rate ( $K$ ) in specimens made of steels in the quenched state is lower than in the hot-rolled state; however, even in this state, with an increase in the carbon content within the studied limits, it increases 40 times. An increase in the corrosion rate with an increase in the carbon content in hot-rolled steel is explained by an increase in the amount of pearlite and an increase in the length of the ferrite-cementite interphase boundaries. It was determined that in quenched hardened steel in the carbon content range from 0.14 to 0.80 % C, an increase in the corrosion rate is apparently due to an increase in microstresses (accumulation of excess internal energy) associated with an increase in the tetragonality of the martensite lattice and the appearance of concentration inhomogeneity in the solid solution. It was found that during the course of corrosion with hydrogen depolarization, the dependences of the general corrosion rate of thermally hardened structural steels on the tempering temperatures are described by extreme dependences with a maximum corrosivity in the temperature range of 350-500 °C, while, with an increase in the carbon content in steel, rental increases. It was determined that at the tempering temperature corresponding to the maximum  $K$ , the corrosion rate is 1,5-3,6 times higher than in the quenched state, and 1,4-2,6 times higher than in hot-rolled, and with an increase in the carbon content this difference is growing. An increase in the rate of corrosion with hydrogen depolarization in the

tempering temperature range of 350–450 °C is apparently associated with the process of carbide formation and the appearance of coherent stresses during the release of dispersed particles. An increase in corrosion losses in this interval with an increase in carbon content is due to an increase in the volume fraction of fine particles of the carbide phase and an increase in the level of elastic microdistortions of the crystal lattice ( $\Delta a/a$ ).

**Keywords:** carbon steel, hot rolled and tempered condition, thermal hardening, tempering temperature, corrosion rate

**For citation:** Razdobryeyev V.H. Vplyv vuhlytsyu na koroziynu povedinku termichno zmitsnennoho prokatu. [Influence of carbon on corrosion behavior of thermally strengthened rolled metal.]. «*Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii*». [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy] 2020, 34. 190-201. [in Ukrainian]. DOI 10.52150/2522-9117-2020-34-190-201

*Стаття надійшла до редакції збірника 23.10.20 року,  
пройшла внутрішнє і зовнішнє рецензування (Протокол засідання редакційної  
колегії збірника №3 от 22 грудня 2020 року)*