

УДК 621.765.3:06:620

## ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ, СЕНСИБІЛІЗАЦІЇ Й ЗЕРНОГРАНИЧНОГО КОНСТРУЮВАННЯ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН У ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Т. О. Дергач<sup>1</sup>, пров. н. с. ЛЕНД, н. д. ч., д. т. н.,  
Г. Д. Сухомлин<sup>2</sup>, гол. н. с., ЛЕНД, н. д. ч., д. т. н.,  
Л. М. Дейнеко<sup>3</sup>, зав. каф. мат. і т. о. мет., д. т. н., проф.,  
А. Є. Балєв<sup>4</sup>, нач. інж.-досл. від., А. В. Красюк<sup>5</sup>, директор з виробн.  
<sup>1</sup>ta\_dergach@i.ua; <sup>2</sup>g\_suhomlin@ukr.net; <sup>3</sup>leonid\_deyneko@i.ua

<sup>1,2</sup> Придніпровська державна академія будівництва та архітектури

<sup>3</sup> Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

<sup>4,5</sup> ПрАТ «Сентравіс Продакшн Юкрейн», м. Нікополь

Вуглець є неминучою домішкою у високолегованих сталях і має визначальний негативний вплив на корозійну стійкість великокутових границь зерен (ГЗ), отже, на стійкість проти міжкристалітної корозії (МКК) [1; 2]. Це зумовлено тим, що основною причиною виникнення МКК є виділення на ГЗ при сенсibilізації сталей (відпуску, зварюванні, тривалій експлуатації при температурах 450...800° С), – карбідів хрому і молібдену, зумовлене низькою розчинністю вуглецю в аустеніті за таких температур (до 0.005 %) [2], що значно нижче, ніж вміст С у промислових сталях. Для зниження вуглецю розроблено спеціальні металургійні процеси, які дозволяють отримувати сталі з ультра низьким його вмістом (наприклад, 304 ELC і 316 ELC (ELC – extra low carbon)) і підвищеною стійкістю проти МКК. Але їх використання здорожчує металопродукцію, тому актуальним є науково обґрунтоване визначення оптимального допустимого вмісту С для кожної конкретної марки сталі, що забезпечує її гарантовану стійкість проти МКК після сенсibilізації.

Мета роботи: встановлення гранично допустимих вмістів вуглецю в сенсibilізованих аустенітних Cr–Ni і Cr–Ni–Mo сталях, який забезпечує високу корозійну стійкість ГЗ, і розробка технологічних режимів для підвищення стійкості металопродукції проти МКК.

Дослідження проводили на зразках широко застосовуваних у промисловості низьковуглецевих аустенітних сталей 03X18H11 (304L) і 03X17H14M3 (316L) з вмістом 0,010...0,030 % С після температурно-деформаційних обробок за принципом зернограничного конструювання (ЗГК) і сенсibilізації при 650 °С, 1 год. і в широкому температурно-часовому інтервалі (500...700 °С; 1...50 год.). Мікроструктуру сталей досліджували методами світлової й електронної мікроскопії; випробування на стійкість проти МКК проводили у середовищах сильно окисних (у киплячій 65 % HNO<sub>3</sub> і електролітичним травленням металографічних шліфів у 10 % C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) і слабо окисних (у киплячій 35 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), за методами ISO 3651 і ASTM A-262, а також електрохімічними методами.

Комплексними дослідженнями встановлено, що на границях зерен (ГЗ)

сталей з вмістом 0.010...0.030 % С після гартувань і сталей з 0.010...0.015 % С після гартувань і сенсibilізаційних відпусків при 600...700 °С, 1 год., виділення карбідів хрому і молибдену були відсутні. Після відпусків сталей з вмістом  $C \geq 0.020$  %, на ГЗ загального типу спостерігали виділення надлишкових фаз, які були ідентифіковані як карбіди  $Me_{23}C_6$ . З підвищенням вмісту вуглецю кількість карбідів на ГЗ збільшувалася і при  $\geq 0.030$  % С вони утворювали безперервні ланцюжки. На когерентних ділянках двійникових спеціальних границь (СГ)  $\Sigma 3$  у теорії решіток співпадаючих вузлів (РСВ), які характеризуються пониженою питомою поверхневою енергією ( $19 \cdot 10^{-3} \text{ J/m}^2$ ) порівняно з енергією границь загального типу ( $835 \cdot 10^{-3} \text{ J/m}^2$ ) [3], після провокуючих відпусків карбіди були відсутні, навіть при вмісті 0.030 % С.

У результаті систематичних досліджень, проведених на сталях дослідних і промислових плавок, доведено, що гранично допустимий вміст С у Cr–Ni сталі 304L і у Cr–Ni–Mo сталі 316L, який забезпечує їх високу стійкість проти МКК у сильно окисних середовищах після сенсibilізації при 650 і 700 °С, 1 год., становить 0.025 %, і 0.015 %, відповідно, а у слабо окисних середовищах вона забезпечується при вмісті С до 0.030 % [4].

При сенсibilізації в широкому температурно-часовому інтервалі (500...700 °С, 1...50 год.) стійкість цих сталей проти МКК досягається лише при вмісті  $\leq 0.015$  % і  $\leq 0.010$  % С, відповідно (рис.). Ці результати необхідно враховувати при виготовленні металопродукції з аустенітних високолегованих сталей, призначеної для тривалої експлуатації при температурах сенсibilізації.

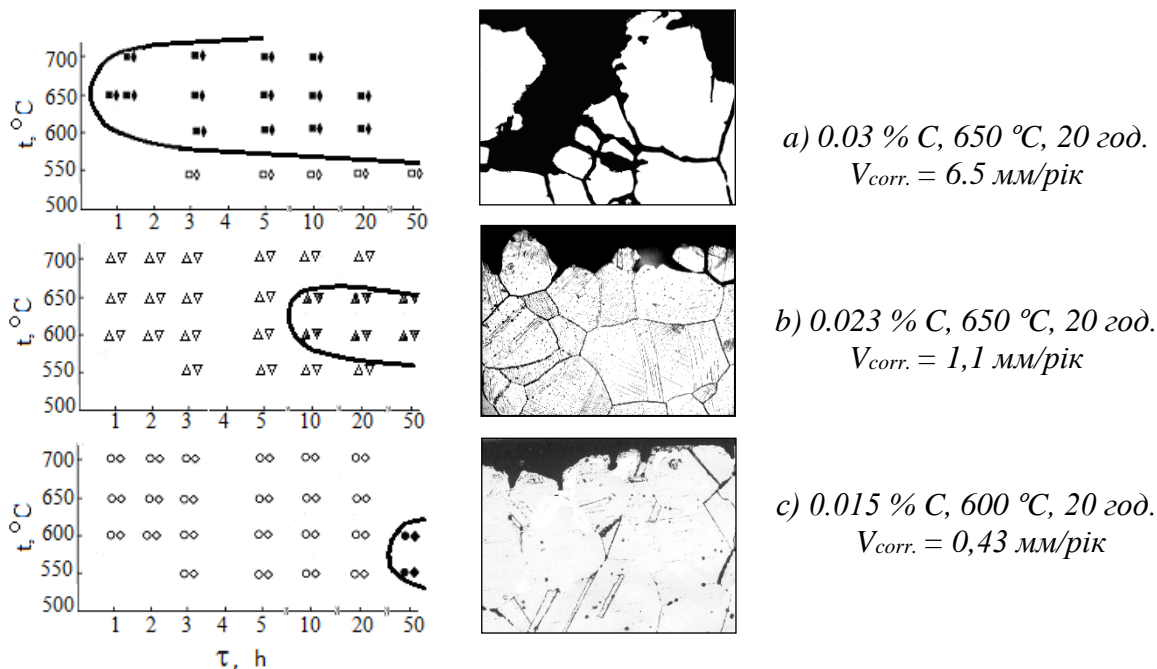


Рис. Вплив вмісту С, % (а – 0.03; б – 0.023; с – 0.015) і відпуску (сенсibilізації) інтервалі 500...700 °С; 1...50 год. на стійкість проти МКК сталі 304L

При дослідженні механізму корозії на границях зерен сталей 304L і 316L, підданих сенсibilізації і корозійним випробуванням, встановлено, що причиною МКК у сильно окисних середовищах є переважне розчинення

карбідів Cr і Mo на ГЗ загального типу, а у слабо окисних – розчинення збіднених Cr і Mo приграничних зон. Із застосуванням методу електронної мікроскопії вперше доведено, що найбільш низькоенергетичні когерентні СГ  $\Sigma 3$  РСВ у сенсibiliзованих сталях 304L і 316L не піддаються корозії, навіть в агресивних сильно окисних середовищах.

Розроблено і випробувано в умовах промислового виробництва нові температурно-деформційні режими, засновані на принципі зернограничного конструювання (ЗГК) полікристалічних матеріалів [5], які дозволяють підвищувати стійкість металопродукції проти МКК [6].

### Висновки

1. Висока стійкість проти МКК сталей 304 L і 316 L при випробуванні у сильно окисному середовищі забезпечується при вмісті  $C \leq 0.025 \%$  і  $\leq 0.015 \%$ , відповідно, а у слабо окисному середовищі – при  $0.030 \%$  C.

2. Встановлено механізм МКК аустенітних Cr–Ni та Cr–Ni–Mo сталей у сильно і слабо окисних середовищах.

3. Доведено важливу роль СГ  $\Sigma 3$  РСВ у підвищенні корозійної стійкості ГЗ і стійкості сталей проти МКК.

4. Розроблено нові технологічні режими температурно-деформаційних обробок із застосуванням принципу ЗГК, які забезпечують значне підвищення корозійної стійкості границь зерен і стійкості проти МКК металопродукції з аустенітних Cr–Ni і Cr–Ni–Mo сталей.

### Список використаних джерел

1. Ульянов Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы : справочник. 1995. 213 с.
2. Чигал В. Межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей. 1969. 232 с.
3. Дергач Т. А., Дейнеко Л. Н. Влияние технологических факторов на структуру и стойкость против МКК труб из низкоуглеродистой аустенитной стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 6. С. 57–61.
4. Murr L. E. Investigation of relative interfacial free energies in 304 stainless steel by electron transmission and diffraction microscopy. *Acta Metall.* 1968. Vol. 16. Pp. 1127–1145.
5. Watanabe T. Grain boundary engineering: historical perspective and future prospects. *J. Mater Sci.* 2011. Vol. 46, № 12. Pp. 4095–4115.
6. Дергач Т. О., Сухомлин Г. Д., Дейнеко Л. М., Балев А. Є., Красюк А. В. Лабораторні та експлуатаційні випробування труб з високолегованих сталей, виготовлених за новітніми технологіями. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2022. № 4. С. 47–58.