

# ВПЛИВ ІНОКУЛЯНТІВ НА ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЗВАРНИХ ШВІВ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

В.В. Головка

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Наведено огляд робіт з впливу інокулювання дисперсних тугоплавких сполук до зварювальної ванни на формування мікроструктури металу швів низьколегованих високоміцних сталей. Розглянуто особливості процесу утворення первинної структури при наявності тугоплавких неметалевих включень в рідкому металі, а також на границі між  $\delta$ -дендритами і  $\gamma$ -фазою. Показано можливості впливу інокулянтів на температурний діапазон бейнітних перетворень, можливості формування мікроструктурних складових з підвищеною стійкістю до крихкого руйнування, покращення показників в'язкості металу зварних швів. Бібліогр. 18, рис. 5.

*Ключові слова:* низьколеговані сталі, зварювання, структура, інокулянти,  $\delta$ -дендрити, аустеніт, бейніт

**Вступ.** Низьколеговані сталі підвищеної та високої міцності (НЛВМ) набули широкого застосування при виготовленні зварних металоконструкцій. Завдяки використанню спеціальних технологій зварювання, підбору відповідних зварювальних матеріалів зварні з'єднання цих сталей здатні забезпечувати високі показники міцності, пластичності, в'язкості. Численні дослідження опубліковані останніми роками в фаховій літературі присвячено проблемам формування мікроструктури металу зварних з'єднань НЛВМ сталей. Особлива увага при цьому приділяється ролі бейнітних складових мікроструктури зварних швів. Численні дослідження, в яких розглядається зародження і ріст бейніту в ОЦК сплавах заліза, свідчать про те, що особливості процесу формування цієї мікроструктури ще досі не з'ясовано повністю. На сьогодні достатньо добре вивчено і описано два основні механізми  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в сплавах заліза – дифузійний та механізм зсуву. Дифузійний механізм відбувається при температурах, близьких до  $A_{c3}$ , описується процесом перерозподілу вуглецю між  $\gamma$ - (аустеніт) і  $\alpha$ -фазою (ферит) та реалізується у вигляді перлітного перетворення. Механізм зсуву відбувається при температурах, близьких до  $A_{c1}$ , протікає майже миттєво і реалізується у вигляді мартенситного перетворення. Складність опису механізму проміжного перетворення (бейнітного) полягає в тому, що в ньому задіяно обидва ці процеси. Є достатньо велика кількість факторів, що визначають пріоритетність одного чи іншого механізму в процесі формування бейнітної структури. Саме тому бейнітні структури характеризуються значною кількістю морфологічних форм (бейніт верхній, нижній, кулеподібний, голчастий, рейковий, пластинчаст-

тий, внутрішньозеренний, поліедричний тощо). Залежно від будови і складу кожна з цих структур має свої показники міцності, пластичності, в'язкості. Формування в металі шва того чи іншого виду бейніту має суттєвий вплив на механічні властивості зварного з'єднання в цілому, тому для більш глибокого розуміння особливостей процесів зародження і розвитку бейніту потрібно проведення подальших досліджень з метою розширення бази наших знань з цього питання.

Основним легуючим елементом, який використовується в НЛВМ сталях для підвищення показників міцності, є вуглець. Підвищення вмісту вуглецю (який виділяється із утворенням карбідів) сприяє зміцненню сталі, проте карбіди також знижують опір крихкому руйнуванню металу. Для підвищення міцності сталі потрібно збільшувати вміст в ній вуглецю і, отже, потрібно більше зусиль для пригальмування утворення карбідів та їхнього подрібнення. Добре відома різниця в розподілі карбиду між бейнітом, що утворюється при високих або при низьких температурах, тобто міжзеренним і внутрішньозеренним відповідно. У верхній області бейнітного перетворення, коли ефективність дифузії вуглецю в твердому розчині достатньо велика, значна кількість вуглецю встигає залишити межі зерен, вийти на границі, виділитися у вигляді карбідів, а самі зерна фериту залишаються вільні від карбідних виділень. В області більш низьких температур бейнітного перетворення швидкість дифузії вуглецю помітно знижується. Більш повільна дифузія вуглецю, пов'язана зі зниженою температурою бейнітного перетворення, дає можливість деякій кількості вуглецю виділитися в пересиченому бейнітному фериті. У цьому випадку всередині зерен фери-

ту утворюється дрібна дисперсія пластинчастих карбідів у монокристалічному варіанті, хоча можна спостерігати і більш ніж один варіант виділення карбідів. Таким чином, в процесі формування вторинної мікроструктури значну роль відіграють як розмір зерен первинного аустеніту, так і температурний діапазон бейнітного перетворення.

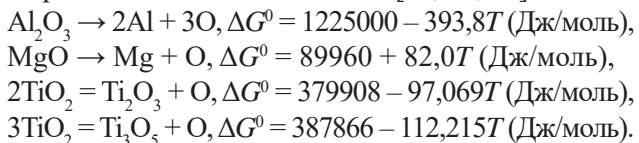
**Вплив інокулянтів на формування первинної структури.** Загалом цілі технології зварювання низьколегованих сталей полягають у тому, щоб сформувати в металі шва дрібнозернисту феритну структуру. Вважається, що цьому має сприяти формування дрібнозернистої структури первинного аустеніту. Слід відзначити, що досі точиться багато суперечок у літературі про вплив розміру зерен первинного аустеніту на бейнітне перетворення. Деякі дослідники вважають, що дрібний розмір зерна аустеніту призводить до більш швидкого зростання бейніту, інші вважають, що малий розмір зерна зменшує ймовірність реального перетворення, а деякі не помічають жодних змін у бейнітному перетворенні при зменшенні розміру зерен первинного аустеніту [1–3]. Розбіжність поглядів з цього питання багато в чому пов'язана з тим, що зародження, зростання і розпад первинної структури, з одного боку, погано піддаються прямому дослідженню через високу температуру та швидкість перебігу процесів, а з другого боку, через недостатність експериментально підтверджених фізичних показників для опису термодинаміки і кінетики процесів, оскільки досі відсутня досконала комп'ютеризована модель формування первинної структури НЛВМ сталей. Але, виходячи з тих міркувань, що формування мікроструктури металу, а відповідно і його механічних властивостей, починається з утворення і розпаду первинної структури, завдання щодо розширення нашої бази знань з цього питання має високу актуальність.

Поки що неможливо передбачити розмір аустенітного зерна у металі зварних швів, оскільки фактори, що контролюють розмір зерна, далеко не повністю зрозумілі. Згідно з теорією зростання зерен передбачалося, що неметалеві включення, які містяться у металі шва, мають контролювати розмір зерна за допомогою блокування меж зерен (ефект Зінера). Однак практика показала, що така аналогія не виправдана, оскільки аустенітні зерна утворюються в результаті перетворення  $\delta$ -фериту, тоді як піннінг-ефект Зінера описує блокування меж зерен у процесі їхнього зростання з рідкої фази. Рушійна сила зростання зерна зазвичай становить лише кілька джоулів на моль, тоді як енергія активації перетворення аустеніту з  $\delta$ -фериту необмежено зростає при переохолодженні. В цьому випадку блокування інтерфейсів  $\delta/\gamma$  не може бути ефективним. Механізм блокування границь стовпчастих аустенітних зерен також не узгоджується з формою цих зерен,

оскільки рух границь розділу  $\delta/\gamma$  вздовж напрямку максимального градієнта температури немає явних обмежень. У цьому випадку, якби піннінг-процес був ефективним, то зерна аустеніту в результаті формування мали б бути ізотропними. North та ін. в роботі [4] представили опис такої кристалізації, проте потрібні додаткові дослідження для уточнення цих питань. Розмір зерна стовпчастого аустеніту повинен певним чином корелювати з розміром зерна в основному металі на межі сплавлення, оскільки твердіння відбувається шляхом епітаксійного зростання цих зерен [5]. Однак цей зв'язок не може бути простим, оскільки під час затвердіння, ті зерна, кристаліграфічна орієнтація яких збігається з напрямком  $\langle 100 \rangle$ , розташовані паралельно до напрямку найвищого градієнта температур. Такі зерна швидко зростають і пригнічують розвиток зерен з іншою кристаліграфічною орієнтацією. В експериментальному дослідженні, яке ілюструє вплив кристаліграфічної текстури на розмір зерна [6], показано, що неметалеві включення, розташовані в основному металі (наприклад, карбонітриди), можуть обмежувати збільшення зерен металу шва на межі сплавлення і, отже, призвести в кінці-кінців до меншого розміру зерна у зоні сплавлення.

При розгляді процесів формування первинної структури потрібно враховувати те, що вони відбуваються при контакті трьох фаз і описуються відповідно перитектичними реакціями. Перитектична кристалізація металу при його охолодженні відбувається в два етапи. На першому етапі в точці контакту трьох фаз ( $L$ -рідина +  $\delta$ -ферит +  $\gamma$ -аустеніт) відбувається перитектична реакція ( $L + \delta \rightarrow \gamma$ ) в температурному діапазоні трохи нижче перитектичної температури, що призводить до поділу  $L$ -рідини та  $\delta$ -фериту з латеральним зростанням  $\gamma$ -аустеніту навколо межі розділу  $\delta/L$ . На другому етапі починається перитектичне перетворення з потовщенням шару  $\gamma$ -аустеніту за рахунок  $\delta$ -феритної фази і просуванням вершини  $\gamma$ -аустеніту в рідку  $L$ -фазу (рис. 1). Розвиток високотемпературного лазерного сканування разом з конфокальною мікроскопією [7] дозволяє проводити спостереження з високою роздільною здатністю фазових переходів в області високих температур у перитектичній сталі. Результати таких досліджень показали [8, 9], що перитектичний перехідний процес контролюється дифузійною розчинених речовин. Виявлено, що на часткове переплавлення  $\delta$ -фази також впливає дифузія розчинених речовин. Показано, що  $\gamma$ -фаза зароджується та зростає на межі між  $\delta$ - і  $L$ -фазами, а  $\gamma$ -фаза їх швидко розділяє в процесі росту. Зроблено висновок, що зі зростанням швидкості охолодження збільшується збагачення вуглецем межі розділу, що пригальмовує зародження  $\gamma$ -фази. Крім того, показано [10], що на швидкість руху інтерфейсу впливає пружна енергія поверхні розділу та коефіцієнт розподілу розчиненої речовини.

Тугоплавкі включення з температурою плавлення вище ніж температура металевого розплаву, які наявні в тонкому шарі на поверхні δ-дендритів, де відбувається зародження та розвиток γ-фази, залежно від показника змочуваності можуть бути поглинуті зростаючою фазою або накопичуватися на міжфазному фронті та впливати на міжфазну енергію. Наведені в літературі результати експериментів підтверджують цей висновок. Так, в роботі [12] показано результати досліджень впливу інокулювання до сталевому розплаву таких тугоплавких оксидів, як MgO, ZrO<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Визначення показника змочуваності між тугоплавкими оксидами і рідким залізом та δ-Fe показали, що контактний кут змочуваності змінюється залежно від часу і температури контакту. Це свідчить про можливість розвитку міжфазових реакцій. З точки зору термодинаміки при температурах, характерних для розплавів сталевих ванн, можливо існування реакцій з виділенням кисню [13, 14, 17].



В результаті на міжфазній поверхні δ→γ-перетворення відбувається накопичення продуктів розкладу. Бхадеші [15] в результаті проведених досліджень дійшов висновку, що збільшення вмісту кисню в сталевому розплаві не впливає на розмір зерен первинного аустеніту, а автори роботи [16] висловлюють думку, що на формування γ-фази впливає накопичення на міжфазній поверхні легуючих елементів, наприклад магнію в результаті розкладу MgO. Щільність розподілу потенційних центрів зародження нової фази залежить від енергії на границі вихідної фази. На енергію активації в першу чергу впливає підвищення енергії границь зерен в результаті збільшення вмісту на них легуючих елементів. Збільшення енергії границь зерен приведе до зростання швидкості утворення зародків нової фази.

Наведені в літературі експериментальні дані підтверджують цей висновок. Так, в роботі [15] наведено результати досліджень впливу інокулю-

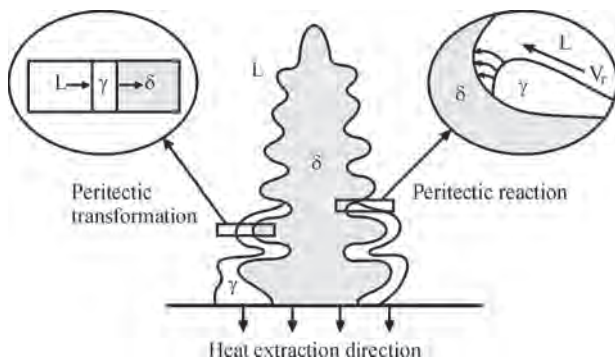


Рис. 1. Механізм перитетичного твердіння [11]

вання до сталевому розплаву таких тугоплавких оксидів, як MgO, ZrO<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Встановлено, що на формування кристалізаційної мікроструктури впливає хімічний склад включень, а також параметр невідповідності між γ-Fe і оксидом та між δ-Fe і оксидом (рис. 2).

Крім того, відзначено, що зі збільшенням параметра невідповідності між δ-Fe і оксидом зростає кількість зерен γ-Fe, що сформувалися в тілі одного дендриту (рис. 3).

**Вплив інокулянтів на формування вторинної мікроструктури.** Зміна морфології первинної структури шляхом інокулювання до зварювання дисперсних тугоплавких сполук впливає на формування вторинної мікроструктури металу швів. У роботі [18] наведено результати досліджень із введення до зварювальної ванни тугоплавких оксидів, карбідів, нітридів. Показано, що залежно від фізико-хімічних властивостей сполук інокулянти впливають на розмір зерен первинної структури. Збільшення розмірів первинного аустеніту має зменшити ефективність дифузії вуглецю,

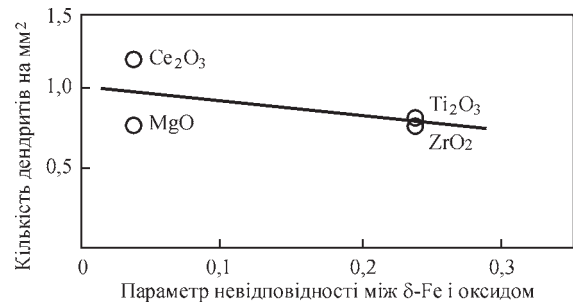


Рис. 2. Залежність між кількістю дендритів і параметром невідповідності між δ-Fe і оксидом [17]

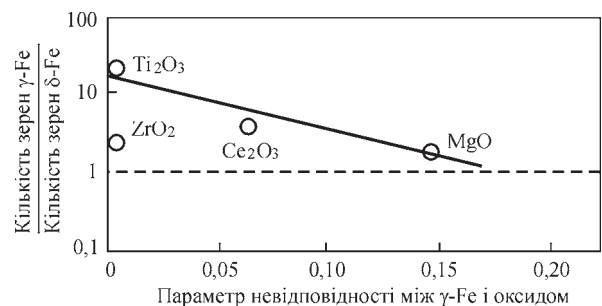


Рис. 3. Залежність між параметром невідповідності та щільністю центрів зародження γ-фази на границі з δ-дендритом [17]

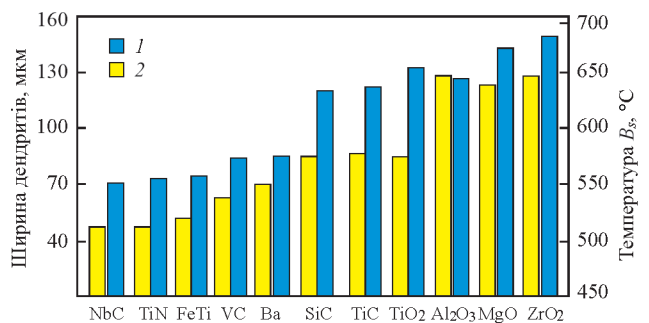


Рис. 4. Вплив інокулювання тугоплавкими сполуками на зміну розміру дендритів (1) та температуру початку бейнітного перетворення B<sub>s</sub> (2)

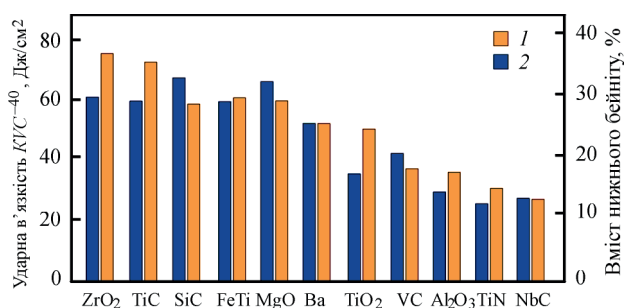


Рис. 5. Вплив інокулювання тугоплавкими сполуками на вміст нижнього бейніту в мікроструктурі (1) та ударну в'язкість металу швів (2)

що підтверджується зміною температурного діапазону бейнітного перетворення (рис. 4).

Зниження температури бейнітного перетворення супроводжується пригніченням дифузії вуглецю, що викликає виділення карбідів у тілі феритних зерен, і формуванням в металі швів структури нижнього бейніту (рис. 5) шляхом гальмування процесів утворення верхнього бейніту та фериту Відманштета. Зміна складу мікроструктури зумовлює підвищення показників в'язкості металу швів (рис. 5).

Наведені в роботі [18] результати експериментів підтверджують можливість впливу інокулянтів на структуру металу швів. Встановлено, що введення до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук з відповідними фізико-хімічними властивостями дозволяє змінювати розмір зерен первинної структури, сприяє зсуву бейнітних перетворень до області більш низьких температур. Збільшення в результаті розвитку таких процесів вмісту нижнього бейніту в мікроструктурі зварних швів за рахунок верхнього бейніту і фериту Відманштета дозволяє підвищити їхні механічні властивості.

## Висновок

Формування мікроструктури металу зварних швів відбувається під час неперервного процесу, який починається із зародження і розвитку первинної структури та закінчується утворенням вторинної мікроструктури. Розмір зерен первинної структури залежить від енергії границь розподілу між  $\delta$ - та  $\gamma$ -фазами і визначається ефективністю дифузії вуглецю в процесі  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Інокулювання до рідкого металу зварювальної ванни тугоплавких сполук дає можливість впливу на процеси утворення первинної структури, на температурний

діапазон бейнітного перетворення, формування в металі швів НЛВМ сталей вторинної мікроструктури з підвищеним вмістом нижнього бейніту.

## Список літератури/References

- Lee, S.J., Lee, Y.K. (2008) Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels. *Mater. Des.*, 29, 9, 1840–1844.
- Lambert-Perlade, A., Gourgues, A.F., Pineau, A. (2004) Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel. *Acta Mater.*, 52, 8, 2337–2348.
- Matsuzaki, Bhadeshia H.K.D.H. (1999) Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels. *Mater. Sci. Technol.*, 15, 5, 518–522.
- North, T. H., Mao, X., Nakagawa, H. (1990) The Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. *International Conference, American Welding Society*. Eds. J.T. Hickey, D.G. Howden and M.D. Randall, 219–248.
- Davies, G.J., Garland, J.G. (1975) Solidification Structures and Properties of Fusion Welds. *Int. Metallurgical Rev.*, 20, 83–10.
- Babu, S.S., Bhadeshia, H.K.D.H., Svensson, L.-E. (1991) Crystallographic texture and the austenite grain structure of low-alloy steel weld deposit. *J. of Materials Science Letters*, 10, 142–144.
- Yin, H., Emi, T., Shibata, H. (1999) Morphological instability of  $\delta$ -ferrite/ $\gamma$ -austenite interphase boundary in low carbon steels. *Acta Mater.*, 47, 1523.
- Griesser, S., Bernhard, C., Dippenaar, R. (2014) Effect of nucleation undercooling on the kinetics and mechanism of the peritectic phase transition in steel. *Ibid.*, 81, 111–20.
- Griesser, S., Bernhard, C., Dippenaar, R. (2014) Mechanism of the Peritectic Phase Transition. *ISIJ Int.*, 54, 466–73.
- Fukumoto, S., Kurz, W. (1998) Prediction of the d to g transformation in austenitic stainless steels during laser treatment. *Ibid.*, 38, 1, 71–77.
- Stefanescu, M. (2006) Microstructure Evolution during the Solidification of Steel. *Ibid.*, 46(6), 786–794.
- Cuixin, Chen, Haitao, Xue, Huifen, Peng et al. (2014) Inclusions and Microstructure of Steel Weld Deposits with Nanosize Titanium Oxide Addition. *Journal of Nanomaterials*, Article ID 138750, 7.
- Hideaki Suito, Hiroki Ohta, Shuhei Morioka (2006) Refinement of Solidification Microstructure and Austenite Grain by Fine Inclusion Particles. *ISIJ International*, 46, 6, 840–846.
- Furukawa, T., Saito, N., Nakashima, K. (2021) Evaluation of interfacial energy between molten Fe and Fe–18%Cr–9%Ni alloy and non-metallic inclusion-type oxides. *Ibid.*, 61, 9, 2381–2390.
- Bhadeshia, H.K.D.H., Svensson, L.E. (1993) Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Eds H. Cerjak, K.E. Easterling. Institute of Materials, London, 109–182.
- Isobe, K. (2010) Effect of Mg addition on solidification structure of low carbon steel. *ISIJ International*, 50, 12, 1972–1980.
- Xuan, Ch., Shibata, H., Sukenaga, S. et al. (2015) Wettability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO and Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by Liquid Iron and Steel. *Ibid.*, 55, 9, 1882–1890.
- Holovko, V.V., Yermolenko, D.Y., Stepanuk, S.N. et al. (2020) Influence of introduction of refractory particles into welding pool on structure and properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, 8, 9–15.

## INFLUENCE OF INOCULANTS ON THE FEATURES OF WELD STRUCTURE FORMATION IN LOW-ALLOYED STEELS (Review)

V.V. Holovko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents a review of studies on the influence of inoculation of dispersed refractory compounds into the weld pool on formation of weld metal microstructure in low-alloyed high-strength steels. Features of the process of primary structure formation are considered in the presence of refractory nonmetallic inclusions in the liquid metal, as well as on the interface of  $\delta$ -dendrites and  $\gamma$ -phase. Possibilities of inoculant influence on the temperature range of bainite transformations, possibilities of formation of microstructural components with higher brittle fracture resistance, and improvement of weld metal toughness values are shown. 18 Ref., 5 Fig.

Keywords: low-alloyed steels, welding, structure, inoculants,  $\delta$ -dendrites, austenite, bainite

Надійшла до редакції 28.06.2022