

Вплив модифікування на руйнування аустенітних неіржавіючих сталей при динамічних навантаженнях

Афтанділянц Є. Г., доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри,
aftyev@yahoo.com, ORCID: 0000-0001-5864-9855

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

У роботі наведено результати досліджень холодостійкості литих неіржавіючих сталей аустенітного класу та розроблені математичні моделі, що показують вплив церію, бору, ванадію і міді на холодостійкість, пов'язаний з розміром зерна аустеніту, вмістом карбідної фази і фериту в аустеніті після гартування, об'ємною часткою, розміром та відстанню між частинками оксидів, сульфідів, карбонітридів титану та сумарним вмістом неметалевих включень у литій неіржавіючій сталі.

Встановлено, що при комплексному мікрولةгуванні та модифікуванні Се, В, V та Си ударна в'язкість неіржавіючих сталей збільшується у 2.7 – 3.1 рази, внаслідок збільшення роботи зародження і розповсюдження тріщин.

Показано, що зародження тріщин та їх розвиток пов'язане з неметалевими включеннями, при цьому у вихідних сталях навколо неметалевих включень спостерігаються значні зони крихкої руйнації, а у зламів комплексно мікрولةгованих і модифікованих сталей практично відсутні області крихкого руйнування навколо неметалевих включень.

Встановлено, що ударна в'язкість і робота зародження та розповсюдження тріщини досліджених неіржавіючих сталей визначаються закономірностями зміни таких структурних факторів, як розмір зерна аустеніту, вміст карбідної фази та фериту в аустеніті після гартування, об'ємною часткою, розміром і відстанню між частинками оксидів, сульфідів і карбонітридів титану, а також сумарним вмістом неметалевих включень.

Розроблені математичні моделі впливу структурних факторів, що показують превалюючий вплив неметалевих включень на процес руйнування неіржавіючих сталей при динамічних навантаженнях, порівняно з іншими характеристиками структури, в умовах негативних температур. Встановлено, що механізм впливу Се, В, V і Си на цей процес пов'язаний, в основному, з диспергуванням оксидів і більш однорідним їх розподілом.

Ключові слова: сталь, ударна в'язкість, робота руйнування, зародження тріщин, розповсюдження тріщин, модифікування.

Хромонікелеві неіржавіючі аустенітні сталі широко використовуються при зберіганні та транспортуванні криогенних рідин, у криогенній та ракетно-космічній техніці, тобто в умовах динамічних навантажень при низьких температурах [1].

Враховуючи, що такі криогенні рідини як фреон, аміак, криптон і метан мають температуру кипіння за атмосферного тиску від -30 до -160 °С, досліджували комплексний вплив Се, В, V і Cu на процес руйнування неіржавіючих сталей в умовах динамічних навантажень при температурах до -160 °С.

Хімічний склад досліджуваних сталей змінювався в межах (мас. частка %) від 0,05 до 0,12 % С; 0,61-1,51 % Si; 0,66-1,77 % Mn; 15,6-20,0 % Cr; 8,8 -17,2 % Ni; 0,2-0,7 % Ti; 0,016-0,034 % P; 0,017-0,035 % S; 0,029-0,037 % N; 0,10-0,61 % Cu; 0,006-0,021 % O; до 3,5 % Mo; 0,15 % Се; 0,0076 % В; 0,35 % V.

Руйнування аустенітних неіржавіючих сталей при динамічних навантаженнях досліджували шляхом реєстрації процесу зародження та руху тріщин і визначення роботи зародження (a_z) та розповсюдження (a_p) тріщини при ударному навантаженні. Зразки розміром 10x10x55, з надрізом радіусом 1 мм, руйнувались на маятниковому копрі МК30А с тензодатчиками на ножі для запису діаграм руйнування [2].

Необхідну температуру зразків забезпечували шляхом їх занурення в суміш рідкого азоту та етилового спирту, витримці в термостаті при температурі нижче за температуру випробування на 4-6 градусів протягом 15 хвилин, після чого проводили випробування не пізніше, ніж через 3-5 с після вилучення зразків з термостату.

В інтервалі температур від -60 до -160 °С визначали ударну в'язкість, роботи зародження та розповсюдження тріщин, загартованих при 1100 °С, вихідних комплексно мікролегованих та модифікованих церієм, бором, ванадієм та міддю литих неіржавіючих сталей. Результати випробувань наведено на рис. 1, 2.

Аналіз результатів виконаних експериментів показує, що при комплексному мікролегуванні та модифікуванні Cu, В, V та Се ударна в'язкість неіржавіючих сталей збільшується у 2,7-3,1 рази (рис. 1, 2 а).

Аналогічна ефективність впливу добавок спостерігається для роботи зародження (рис. 1, 2 б) і розповсюдження (рис. 1, 2 в) тріщин.

При цьому необхідно зазначити, що роботи зародження та розповсюдження тріщини становлять при -60 °С, відповідно, від 41 до 44 % та від 56 до 59 % ударної в'язкості при нормальній температурі, при -100 °С – від 30 до 32 % та від 68 до 70 %, при -160 °С – від 22 до 24 % та від 76 до 78 % відповідно.

Дослідження поверхонь руйнування зламів неіржавіючих сталей, що утворюються в процесі ударного вигину показало, що зародження тріщин та їх розвиток пов'язані з неметалевими включеннями. При цьому у вихідних сталях навколо неметалевих включень (НВ) спостерігаються значні зони крихкої руйнації (K_p3) (рис. 3 а), у той час як у зламі комплексно мікролегованих і модифікованих сталей при -60 °С практично відсутні області крихкого руйнування навколо неметалевих включень (рис. 3 б).

При зниженні температури випробувань до -100 °С у вихідних сталях спостерігаються ділянки крихкого міжзеренного руйнування (K_pM3)

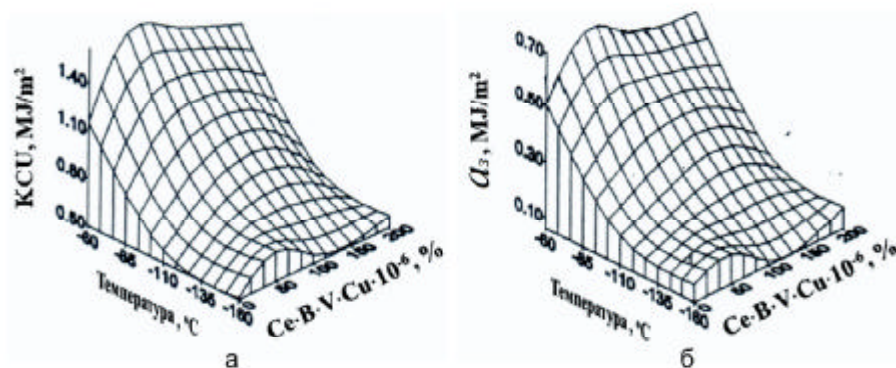


Рис. 1. Вплив модифікування Ce, B, V і Cu на ударну в'язкість (а), роботу зародження (б) та розповсюдження (в) тріщини у сталі 12Х18Н9ТЛ за низьких температур.

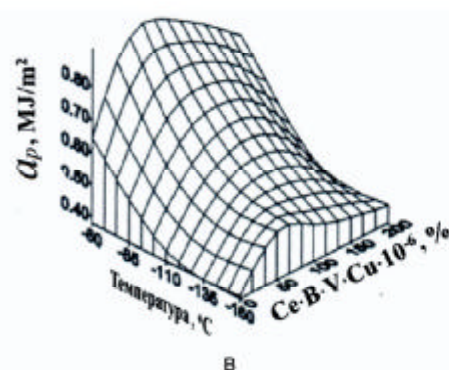


Fig. 1. Modification effect of Ce, B, V, and Cu on toughness (a), work of nucleation (б) and crack propagation (в) of 12Kh18N9TL steel at low temperatures.

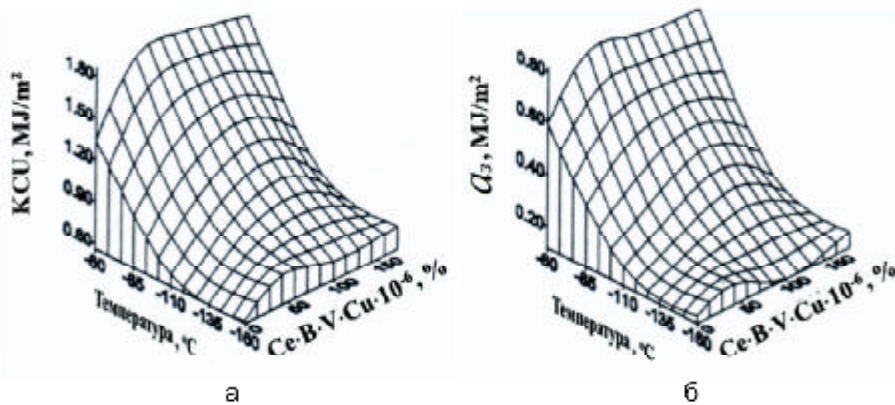


Рис. 2. Вплив модифікування Ce, B, V і Cu на ударну в'язкість (а), роботу зародження (б) та розповсюдження (в) сталі 12Х18Н12МЗТЛ за низьких температур.

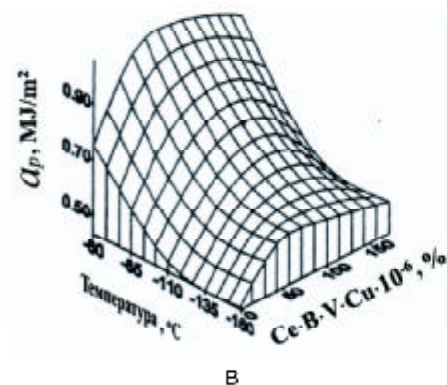


Fig. 2. Modification effect of Ce, B, V, and Cu on toughness (a), work of nucleation (б) and crack propagation (в) of 12Kh18N12M3TL steel at low temperatures.

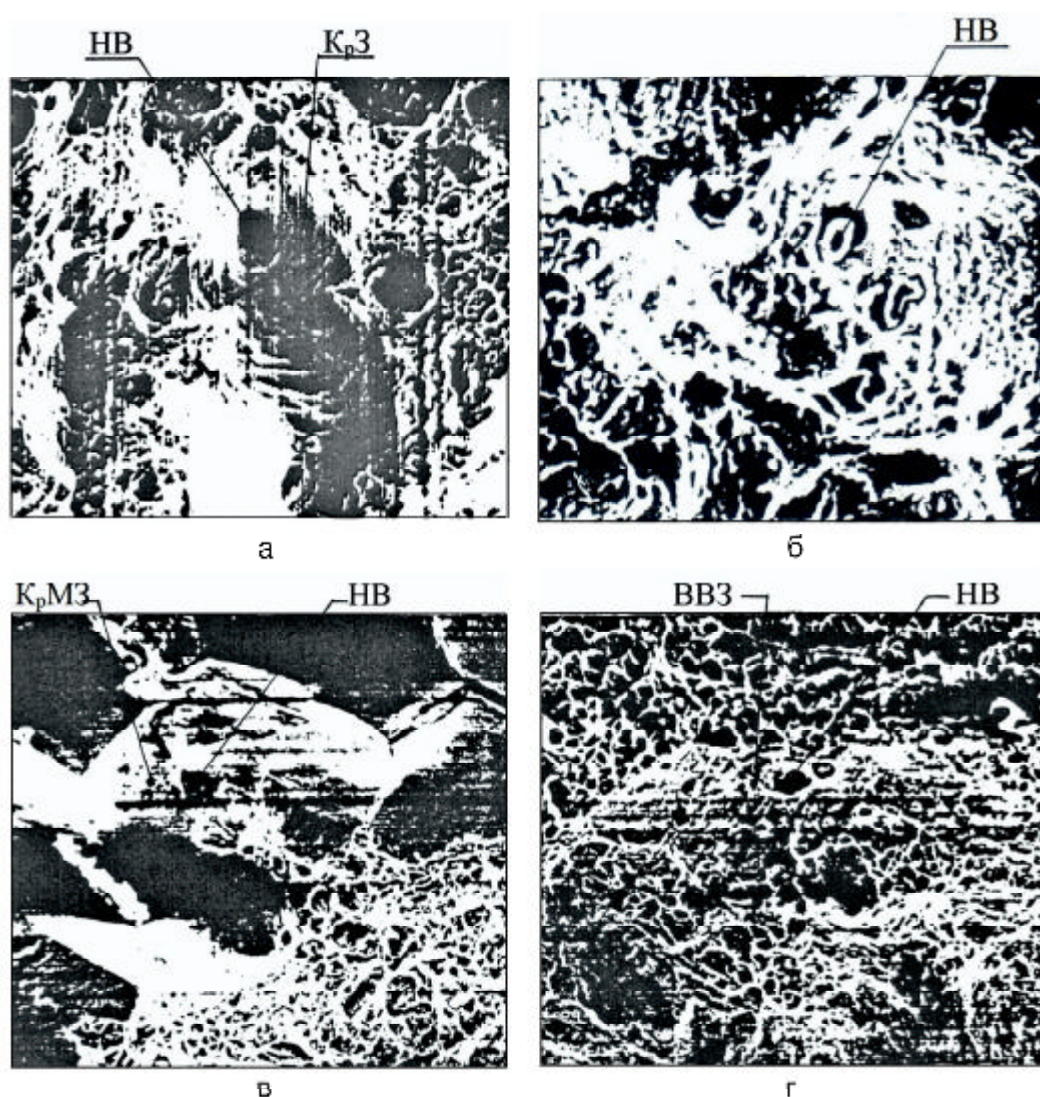


Рис. 3. Вплив Ce, B, V і Cu на злам сталі 12X18N12M3TL при -60 °C (а, б) і -100 °C (в, г). $\times 1000$, а, в – базова сталь; б, г – сталь з 0,25 % Cu, 0,12 % V, 0,039 % Ce та 0,0024 % B.

Fig. 3. Effect of Ce, B, V, and Cu on fracture of 12Kh18N12M3TL steel at -60 °C (а, б) and -100 °C (в, г). $\times 1000$. а, в – base steel; б, г – steel with 0,25 % Cu, 0,12 % V, 0,039 % Ce and 0,0024 % B.

(рис. 3 в), у той час як у сталях з Ce, B, V і Cu процес руйнування відбувається, в основному, з утворенням в'язкого внутрішньозеренного зламу (BBЗ) (рис. 3 г).

Дослідження складу неметалевих включень, показало, що у зламах сталей спостерігаються, переважно, складні оксиди типу $MnO-Fe_2O_3$ (рис. 4). Аналіз поверхні руйнування показує, що в зламі мікролегованих і модифікованих Ce, B, V і Cu неіржавіючих сталях спостерігаються дисперсні оксиди, що мають більш однорідний розподіл (рис. 4 б), ніж у вихідному матеріалі (рис. 4 а).

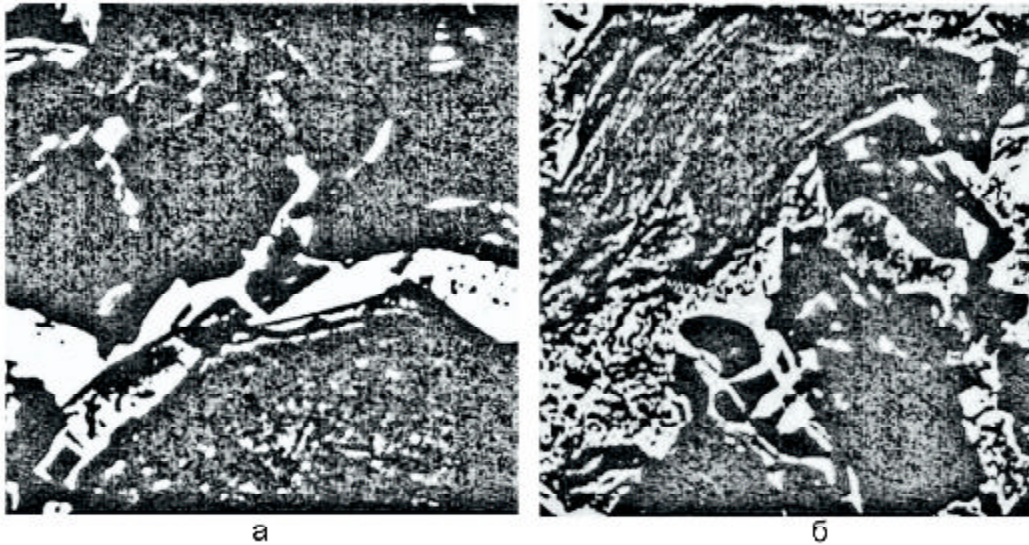


Рис. 4. Вплив Ce, B, V і Cu на розподіл оксидів $\text{MnO-Fe}_2\text{O}_3$ в зламах сталі 12X18N12M3TL при $-160\text{ }^\circ\text{C}$ (а, б). $\times 7500$. а – базова сталь, б – сталь з 0,25 % Cu, 0,12 % V, 0,039 % Ce та 0,0024 % B.

Fig. 4. The influence of Ce, B, V, and Cu on the distribution of $\text{MnO-Fe}_2\text{O}_3$ oxides in fractures of 12Kh18N12M3TL steel at $-160\text{ }^\circ\text{C}$ (a, б). $\times 7500$. а – basic steel, б – steel with 0,25 % Cu, 0,12 % V, 0.039% Ce and 0,0024 % B.

Математичний аналіз результатів експериментів показав, що ударна в'язкість досліджених неіржавіючих сталей визначається закономірностями зміни таких структурних факторів, як розмір зерна аустеніту (D_{aust}), вміст карбідної фази (q_c) та фериту в аустеніті після гартування (fer_q), об'ємна частка, розмір і відстані між частинками оксидів, сульфідів і карбонітридів титану (f_{ok} ; f_s ; $f_{\text{TiC(N)}}$; d_{ok} ; d_s ; $d_{\text{TiC(N)}}$; l_{ok} ; l_s ; $l_{\text{TiC(N)}}$), а також сумарний вміст неметалевих включень у неіржавіючій сталі (Σf) і описується наступною залежністю:

$$KCU_{-t} = (0,267 - 1,38 \cdot 10^{-3} \cdot D_{\text{aust}} - 0,243 \cdot q_c + 0,141 \cdot fer_q - 3,73 \cdot 10^3 \cdot (f_{\text{ok}} / (d_{\text{ok}} \cdot l_{\text{ok}}))) - 3,95 \cdot 10^3 \cdot (f_s / (d_s \cdot l_s)) + 262 \cdot (f_{\text{TiC(N)}} / (d_{\text{TiC(N)}} \cdot l_{\text{TiC(N)}})) - 4,65 \cdot \Sigma f) \cdot (0,724 + 5,76 \cdot 10^{-3} \cdot t_{\text{test}} + 1,72 \cdot 10^{-5} \cdot t_{\text{test}}^2);$$

$$R=0.995, \text{ МДж/м}^2 \quad (1)$$

Робота зародження тріщини при динамічних навантаженнях (a_3), залежно від температури випробувань (t_{test}), становить таку частку від ударної в'язкості при нормальній температурі.

$$a_3 = (0,724 + 5,76 \cdot 10^{-3} \cdot t_{\text{test}} + 1,72 \cdot 10^{-5} \cdot t_{\text{test}}^2) \cdot KCU_{-t}; R=0.997, \text{ МДж/м}^2 \quad (2)$$

Робота розповсюдження тріщини при динамічних навантаженнях ($KCU_{d(-t)}$), визначається як різниця між ударною в'язкістю (KCU_{-t}) та роботою зародження тріщини ($KCU_{n(-t)}$).

$$a_p = KCU_{-t} - (KCU_{n(-t)}), \text{ МДж/м}^2, \quad (3)$$

Аналіз рівняння (1) показує, що максимальний вплив на процес руйнування сталей при динамічних навантаженнях і негативних температурах має об'ємна частка, розмір і відстань між частками оксидів, сульфідів і карбонітридів титану, при цьому ефективність їх впливу в 2-3 рази вища вмісту карбідів та фериту в аустеніті. Відносно незначна ефективність впливу вмісту фериту в аустеніті на ударну в'язкість та її складові вказує на те, що досліджена температурна область випробувань знаходиться вище за область мартенситного перетворення, яка за даними роботи [3] становить від -180 до -190 °С.

У висновку слід зазначити, що в результаті вивчення холодостійкості литих нержавіючих сталей аустенітного класу розроблені математичні моделі показують, що вплив церію, бору, ванадію і міді на холодостійкість пов'язаний із зменшенням розміру зерна аустеніту, вмісту карбідної фази і фериту в аустеніті після гартування, об'ємної частки, розміру та міжчасткових відстаней оксидів, сульфідів, карбонітридів титану та сумарного вмісту неметалічних включень у литій нержавіючій сталі.

Показано превалюючий вплив неметалевих включень порівняно з іншими характеристиками структури, на процес руйнування нержавіючих сталей при динамічних навантаженнях за низьких температур. Це вказує на те, що механізм впливу Се, В, V і Cu на цей процес пов'язаний, в основному, з диспергуванням оксидів і більш однорідним їх розподілом.

Література

1. Солнцев Ю. П., Степанов Г. А. Конструкционные стали и сплавы для низких температур. – М.: Металлургия, 1985. – 271 с.
2. Бакши О. А., Кукин А. Г., Моношков А. Н. Метод оценки надежности материалов и сварных соединений, работающих в условиях низких температур // Проблемы прочности. – 1970. – № 8. – С. 70-73.
3. Гасанов М. А. Исследование изменения физических свойств нержавеющей сталей типа 18-8 при фазовых переходах. Канд. дис. Свердловск: 1973. – 130 с.

References

1. Solntsev Yu. P., Stepanov G. A. Konstruktsionnyye stali i splavy dlya nizkikh temperatur (Structural steels and alloys for low temperatures), Moscow: Metallurgy, 1985, 271 p. [in Russian].
2. Bakshi O. A., Kukin A. G., Monoshkov A. N., Problemy prochnosti, 1970, No. 8, pp. 70-73 [in Russian].
3. Gasanov M.A. Issledovaniye izmeneniya fizicheskikh svoystv nerzhaveyushchikh staley tipa 18-8 pri fazovykh perekhodakh (Investigation of the change in the physical properties of stainless steels of type 18-8 during phase transitions), PhD thesis Sverdlovsk, 1973, 130 p. [in Russian].

Одержано 13.08.22

Aftandiliants Y. G.

The influence of modification on the fracture of austenitic stainless steels under dynamic loads

Summary

The paper presents the results of studying the cold resistance of cast stainless steels of austenitic grade and developed mathematical models showing the effect of cerium, boron, vanadium and copper on cold resistance, which is associated with austenite grain size, carbide phase and ferrite content in austenite after quenching, particle volumes, size and distance between particles of oxides, sulfides, titanium carbonitrides and the total content of non-metallic inclusions in cast stainless steel.

It was established that with complex microalloying and modification of Ce, B, V and Cu, the impact toughness of stainless steels increases by 2.7-3.1 times, as a result of the increase of nucleation and crack propagation work.

It showed that the crack nucleation and their development is associated with non-metallic inclusions, while in the original steels around non-metallic inclusions significant zones of brittle failure are observed, and in the fracture of complex microalloyed and modified steels there are practically no areas of brittle failure around non-metallic inclusions.

It was established that the impact toughness and crack initiation and propagation of the investigated stainless steels are determined by the patterns of changes in such structural factors as the size of the austenite grain, the content of the carbide phase and ferrite in the austenite after quenching, the volume fraction, the size and distance between oxide particles, titanium sulfides and carbonitrides, as well as the total content of non-metallic inclusions.

Mathematical models of the influence of structural factors have been developed, which show the predominant influence of non-metallic inclusions on the process of destruction of stainless steels under dynamic loads, in comparison with other structure characteristics, in conditions of negative temperatures is shown. It is established that the mechanism of influence of Ce, B, V and Cu on this process is connected, mainly, with dispersion of oxides and their more homogeneous distribution.

Keywords: steel, toughness, fracture work, crack formation, crack propagation, modification.