

УДК 621.791:669.24

Сливінський О.А., Красноруцький С.Ю., Зворикін К.О.

Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут" Україна, Київ

ТЕХНОЛОГІЧНА МІЦНІСТЬ ВИСОКОМІЦНОЇ НЕРЖАВІЮЧОЇ TRIP-СТАЛІ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ ПРИ АРГОНО-ДУТОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ВОЛЬФРАМОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ

Анотація

Розглянуто особливості зварності високоміцної нержавіючої сталі X8CrMnNi 19-6-3 (NIROSTA H400), що представляє собою новий матеріал, спеціально розроблений для потреб автомобілебудування. Завдяки низькому запасу аустенітності та системі легування сталь має високу схильність до деформаційного зміцнення. Разом із цим її аустенітна струк-

тура зумовлює підвищену небезпеку утворення гарячих тріщин при зварюванні. За допомогою сучасного випробувального обладнання досліджено тріщиностійкість цього матеріалу в порівнянні із поширеним типом сталі аустенітного класу 08X18H10. Встановлено вплив параметрів зварювання на технологічну міцність зварних швів та їх фазовий склад.



Abstract

The unstable austenitic microstructure of X8CrMnNi 19-6-3 (NIROSTA H400) gives it a strong work hardening tendency, allowing significant strength increases to be achieved even after only minor deformation. These work hardening characteristics also give the material a high capacity for crash energy absorption. NIROSTA's properties make it ideal for use in road and rail vehicles and provide wide scope for welding reduction. During welding of NIROSTA H400 an increased risk of hot cracking can be expected through their austenitic microstructure. In this work, the NIROSTA H400 is tested regarding to their hot cracking behavior with the PVR-test and compared with steel 08X18H10. In addition, the influence of welding characteristics on hot cracking when welding are investigated.

Постановка проблеми

Світові тенденції сучасного автомобілебудування характеризуються постійним зростанням вимог з безпеки пасажирів, економічності та екологічності транспортних засобів. В свою чергу, це зумовлює необхідність поступового впровадження нових конструкційних матеріалів зі спеціальними властивостями. Одним із таких прикладів є нещодавно розроблена фахівцями концерну "Thyssen-Krupp GmbH" (ФРН) високоміцна нержавіюча сталь "NIROSTA H400" (X8CrMnNi19-6-3 за EN 10088-2), яка відноситься до групи аустенітних нержавіючих сталей, що характеризуються т. зв. TRIP-ефектом (transformation-induced plasticity), тобто утворенням мартенситної структури внаслідок пластичної деформації [1–3]. Через це вже при незначному пластичному деформуванні в холодному стані відбувається суттєве підвищення міцності матеріалу. Це, в свою чергу, зумовлює ефективне поглинання енергії під час ударних навантажень матеріалу, що мають місце під час аварій транспортних засобів. Подібні властивості поруч із високою корозійною стійкістю зумовлюють перспективне застосування сталі "NIROSTA H400" при виготовленні кузовів та інших несучих елементів легкових автомобілів та засобів міського і залізничного транспорту, особливо з урахуванням сучасних вимог по зростанню економічності, зменшенню ваги із одночасним збереженням належного рівня безпеки.

Разом із цим, широке впровадження зварних, переважно тонколистових конструкцій з неї, потребує додаткових дослід-

жень з метою забезпечення належного рівня якості зварних з'єднань.

Постановка завдання

Як відомо, основною проблемою при зварюванні нержавіючих сталей аустенітного класу, до яких відноситься і досліджуваний матеріал, є утворення гарячих тріщин. Отже, оцінка тріщиностійкості високоміцної нержавіючої сталі "NIROSTA H400", в першу чергу при зварюванні тонколистового прокату, який знаходить застосування в автомобілебудуванні, є актуальною задачею.

Для цього нами, спільно з фахівцями Інституту матеріалознавства та зварювання Магдебурзького університету ім. Отто фон Геріке (ФРН), було проведено серію порівняльних випробувань за міжнародною методикою PVR (Programmierter-Verformungsriß-test).

Методика випробувань

PVR-випробування відноситься до машинних методів експериментальної оцінки стійкості проти гарячих тріщин металів та сплавів із зовнішнім навантаженням досліджуваних зразків [4, 5].

Принцип випробування (рис. 1) в цілому є ідентичним до поширеної в країнах СНД методики ЛТП-1 [6] та полягає в одночасному розтягуванні плоского зразка у повздовжньому напрямку й проплавленні його дугою в цьому ж напрямку. Проте, на відміну від ЛТП-1, під час випробувань типу PVR швидкість розтягування монотонно зростає за лінійним законом. Порівняльним показником тріщиностійкості служить критична швидкість деформації ($V_{кр}$), при якій в металі зразка виникає перша гаряча тріщина.

На користь вказаної PVR-методики говорить не тільки її хороша узгодженість із основними засадами теорії технологічної міцності [7], змога одержання показника технологічної міцності при мінімумі випробувань в серії, але і можливість одночасного дослідження опірності металу кристалізаційним, сегрегаційним та підсолідусним

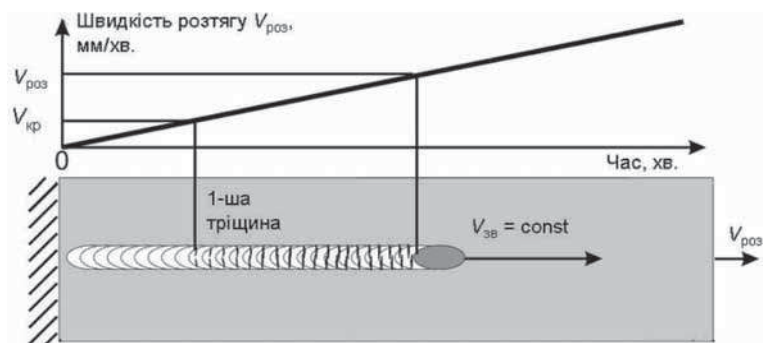


Рис. 1. Схема випробувань за методом PVR

тріщинам [8]. Враховуючи це, випробування методом PVR пропонуються провідними фахівцями світу як найбільш сучасний та універсальний метод оцінки технологічної міцності конструкційних матеріалів [9, 10] та внесено до переліку рекомендованих методів оцінки тріщиностійкості в міжнародному нормативному документі CEN ISO/TR 17641-3 [11].

Основа конструкції стану для PVR-випробувань складається з сервогідролічної чотирьохколонкової розривної машини з вмонтованим модулем для аргонодугового зварювання та ПК для введення та обробки робочих параметрів випробування.

Під час випробувань плоскі зразки проби (рис. 2) з розміром робочої зони $270 \times 40 \times 8$ мм проплавлялись за допомогою аргоно-дугового зварювання вольфрамовим електродом на деяку глибину без повного проплавлення. При цьому швидкість розтягування підвищувалась за допомогою програмованого пристрою керування від 0 до 60 мм/хв. Товщина зразків відповідає товщині сортового прокату, що серійно виготовляється з досліджуваної сталі "NIROSTA H400", та складала: 1,8; 2 та 2,5 мм.

Після зварювання проба виймається із затискного пристрою та досліджується за допомогою стереомікроскопу на предмет наявності макроскопічних тріщин, які досягають поверхні зразка.

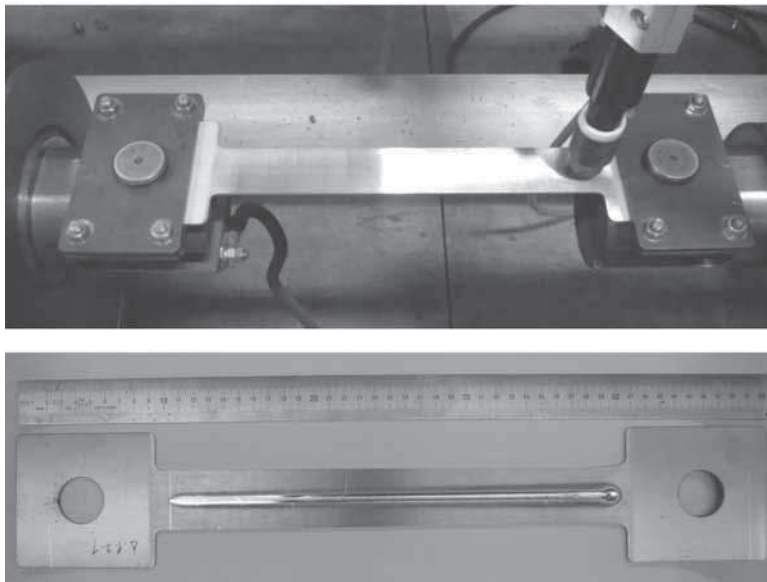


Рис. 2. Зовнішній вигляд зразка для випробувань за методом PVR: перед випробуванням в затискному пристрої машини (зверху) та після завершення випробування (внизу)

Вимірюється відстань від початку шва до першої тріщини, та за нею визначається показник тріщиностійкості $V_{кр}$. Чим більше його значення, тим вища опірність матеріалу проти гарячих тріщин.

В нашому випадку тріщиностійкість досліджуваної сталі "NIROSTA H400" оцінювалась шляхом порівняння значень показника $V_{кр}$, визначеного при випробуванні однакових зразків з цього матеріалу та з високолегованої аустенітної сталі типу 18-10 (08X18H10), фактори технологічної міцності якої є загальновідомими. Хімічний склад обох залучених до дослідів матеріалів наведений в табл. 1.

Таблиця 1
Номінальний хімічний склад досліджуваних матеріалів, мас. %

Матеріал	C	Si	Mn	Cr	Ni	N
08X18H10	≤ 0,08	≤ 0,8	≤ 2,0	17,0...19,0	9,0...11,0	—
"NIROSTA H400"	≤ 0,10	≤ 1,0	6,0...9,0	17,0...19,5	≤ 4,5	≤ 0,30

Результати випробувань технологічної міцності

В ході PVR-випробувань, крім порівняльної характеристики досліджуваного матеріалу зі сталлю типу 18-10, нами також встановлювався вплив окремих параметрів режиму зварювання на величину показника $V_{кр}$. Для цього було проведено три серії дослідів. Перша серія передбачала дискретне збільшення сили зварювального струму при інших незмінних параметрах зварювання ($U = 10$ В, $V_{зв} = 20$ см/хв.).

Як видно з результатів, представлених на рис. 3, чіткої тенденції з впливу величини зварювального струму на тріщиностійкість досліджених сталей не спостерігається. При цьому обидва матеріали виказують в цілому схожі значення показника технологічної міцності $V_{кр}$.

На наступному етапі нами досліджувався вплив швидкості зварювання на величину $V_{кр}$. Для цього проводились випробування зразків товщиною 2,5 мм, зварювання яких виконувалось із різними швидкостями при незмінних інших параметрах ($I = 110$ А, $U = 10$ В).

З результатів випробувань (рис. 4) легко бачити, що сталь "NIROSTA H400" в порівнянні зі сталлю 08X18H10 виказує дещо менші значення $V_{кр}$ (нижчу тріщиностійкість), а діапазон

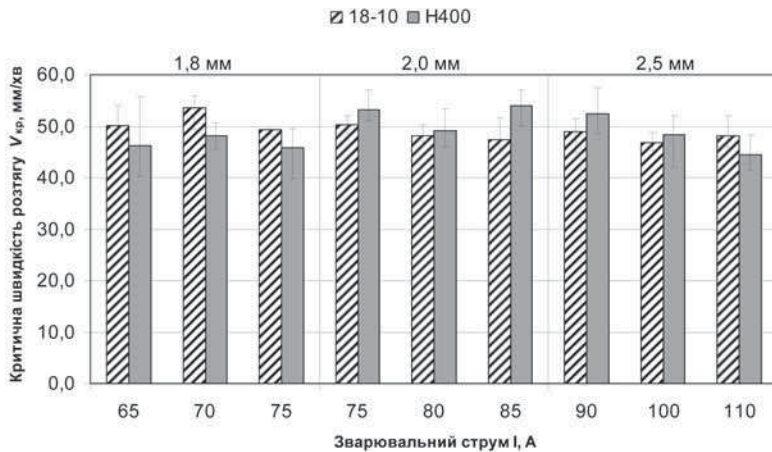
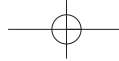


Рис. 3. Вплив зварювального струму на показник технологічної міцності при зварюванні ($V_{кр}$) для зразків сталі 08X18H10 (18-10) та X8CrMnNi19-6-3 (H400) товщиною 1,8; 2 та 2,5 мм

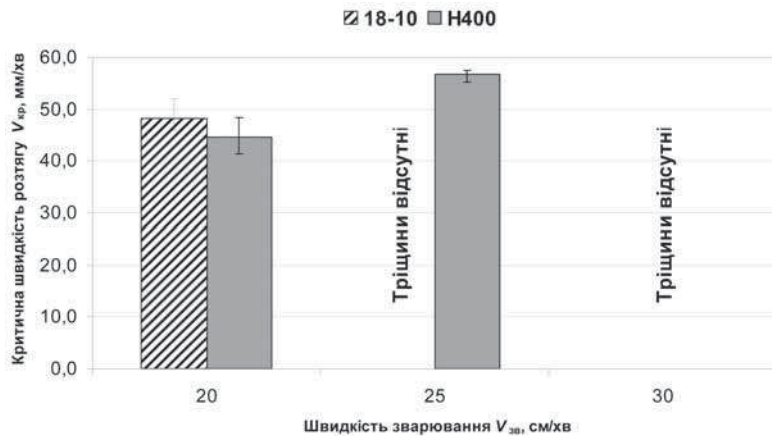


Рис. 4. Вплив швидкості зварювання на показник технологічної міцності при зварюванні ($V_{кр}$) для зразків сталі 08X18H10 (18-10) та "NIROSTA H400" (H400)

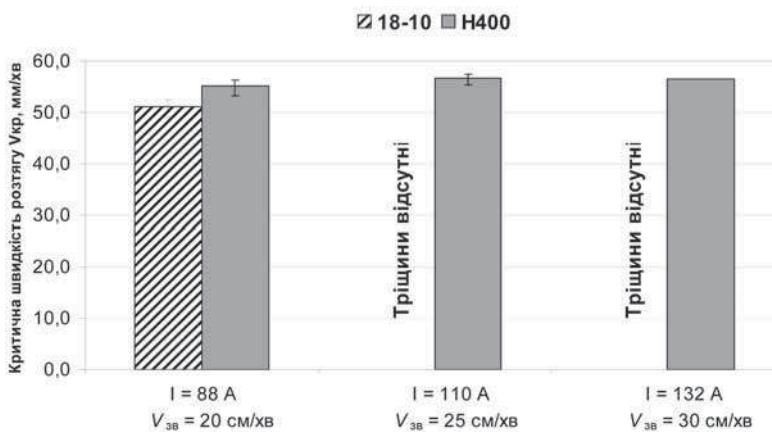


Рис. 5. Вплив "жорсткості" режиму зварювання (сумісний вплив зварювального струму та швидкості зварювання) на показник технологічної міцності при зварюванні ($V_{кр}$) для зразків сталі 08X18H10 (18-10) та "NIROSTA H400" (H400)

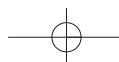
швидкостей зварювання, при яких в швах можуть виникати гарячі тріщини, для цього матеріалу ширший. В свою чергу, збільшення швидкості зварювання, при незмінних інших параметрах режиму, підвищує тріщиностійкість обох сталей.

В останній серії випробувань нами був досліджений вплив "жорсткості" режиму зварювання на тріщиностійкість матеріалів. Для цього зварювальний струм та швидкість зварювання збільшувались одночасно, але таким чином, щоб погонна енергія у всіх випадках залишалася незмінною. Як можна бачити з рис. 5, в цьому випадку сталь 08X18H10 виказувала схильність до утворення гарячих тріщин лише на режимі з найменшою швидкістю зварювання. З подальшим збільшенням параметрів I та $V_{зв}$ тріщини виникали лише в зразках зі сталі "NIROSTA H400". При цьому, на режимі $I = 132$ A, $V_{зв} = 30$ см/хв. виникнення тріщин було зареєстроване лише в одному із трьох зразків.

Результати проведених машинних випробувань технологічної міцності показали, що досліджувана високоміцна аустенітна сталь в порівнянні зі сталлю типу 18-10 є більш "вимогливою" до теплового режиму зварювання, виключаючи потенційну схильність до утворення гарячих тріщин в більш широкому діапазоні значень швидкості зварювання та сили струму.

Дослідження структури та фазового складу

Металографічні дослідження зразків з утвореними в них гарячими тріщинами показують, що для обох типів сталей, за умови аргонодугового зварювання без присадного дроту, більшу небезпеку



представляють кристалізаційні тріщини в зварних швах (рис. 6, *a*). Також, можливе утворення сегрегаційних тріщин в навколошовній зоні згідно класифікації, що наведена у [8] (рис. 6, *b*). Проте, останні під час випробувань завжди виникали при більших значеннях швидкості розтягу, що говорить про меншу схильність матеріалів до їх утворення. Підсолідусних тріщин при випробуванні досліджуваних сталей за вище наведеною методикою не було виявлено.

Як відомо, одним з найбільш суттєвих металургійних факторів впливу на опірність високолегованих сталей проти утворення кристалізаційних тріщин є характер їх первинної кристалізації. Так, застосування аустенітно-феритного присадного металу при зварюванні сталей аустенітного класу, хімічний склад якого забезпечує кінцеву аустенітно-феритну структуру металу шва із вмістом δ -фериту в межах 2...10%, є ефективним заходом попередження гарячих тріщин [12]. Наявність часток другої високотемпературної фази (δ -фериту) подавляє схильність аустенітного металу до утворення трансекрystalітної структури під час первинної кристалізації. Крім того, забезпечується зменшення ступеню міжкристалітної ліквідації шкідливих домішок (S, P, Si) за рахунок їх більшої розчинності в δ -фериті.

Разом із цим, керування вмістом δ -фериту в аустенітних швах забезпечується не тільки відповідною схемою їх легування з металічної або шлакової фази. Більшість аустенітних сталей, які використовуються для виготовлення зварних конструкцій, мають т. зв. малий запас аустенітності: $\% \text{Ni} / \% \text{Cr} \leq 1$ (сталі типу 18-8, 18-10, 25-20 та ін.). Оскільки процес перекристалізації $\delta \rightarrow \gamma$, як і будь-який інший (крім мартенситного перетворення), потребує деякого інкубаційного періоду, наявність певної кількості залишкового δ -фериту в кінцевій структурі шва та зони сплав-

лення в зварних з'єднаннях "аустенітних" сталей можлива. Очевидно, що при керуванні вмістом δ -фериту в структурі шва та навколошовної зони технологічними методами вирішальним фактором тут виступатиме швидкість або тривалість охолодження в критичному температурному інтервалі прибіл. 1200...800°C, оскільки саме при переохолодженні δ -феритного твердого розчину до 1250°C і нижче відбувається його інтенсивне перетворення в аустеніт. В свою чергу такі параметри термічного циклу зварювання (ТЦЗ), як $t_{12/8}$ ($\omega_{12/8}$) безпосередньо пов'язані із параметрами режиму зварювання — погонною енергією та швидкістю зварювання.

З приводу сказаного в ряді робіт [12–14] запропонована класифікація високолегованих сталей за типом їх первинної кристалізації в умовах дії типових ТЦЗ, виходячи із вмісту в них елементів-аустенізаторів та -феритизаторів. Так, сталі типу 25-20 згідно цієї класифікації мають відносно високий запас аустенітності та характеризуються первинною аустенітною кристалізацією в умовах дугового зварювання. Тобто великі швидкості охолодження, що притаманні зварювальним процесам, та високий вміст нікелю зумовлюють для цих матеріалів відсутність феритних центрів кристалізації під час застигання металу зварювальної ванни. Таким чином, первинна тверда фаза, що виникає з рідини, відразу має аустенітну будову, що і зумовлює незначну опірність таких сталей проти кристалізаційних тріщин.

З іншого боку позитивна дія δ -фериту на технологічну міцність високолегованих сталей проявляється тільки тоді, коли він є домінуючою фазою при кристалізації металу. Тобто вирішальну роль відіграє концентрація δ -фериту в металі при температурах близьких до температури солідусу, а не частка залишкового δ -фериту в

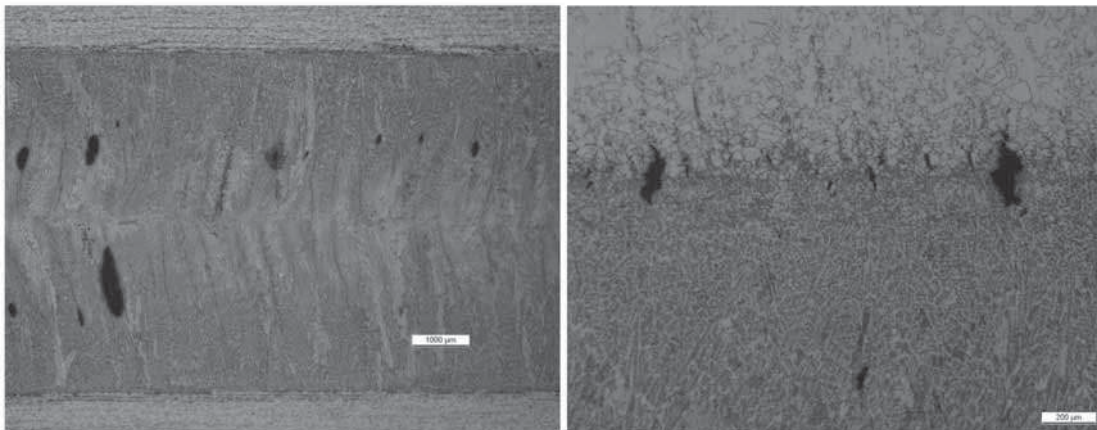


Рис. 6. Гарячі тріщини при зварюванні сталі "NIROSTA H400":
a — кристалізаційні тріщини в шві; *b* — сегрегаційні тріщини на лінії сплавлення



4/2009

металі шва при кімнатній температурі. Так, згідно [12–14] зварні шви сталей типу 18-8 та 18-10, що вказують при кімнатній температурі залишкову концентрацію δ -фериту в межах 4...8%, кристалізуються за феритно-аустенітною схемою. Тобто першою твердою фазою, що виділяється з рідини, є δ -ферит, який вже при подальшому охолодженні починає перетворюватись в γ -аустеніт. Внаслідок цього первинні кристаліти більш дрібні, їх поверхні більш викривлені та розгалужені, що зумовлює перехід від коміркової форми кристалітів до дендритної та підвищує високотемпературну пластичність литого металу шва.

За допомогою обладнання "FERIT SCOPE® MP3C" нами було проведено вимірювання концентрації залишкового δ -фериту в металі зварних швів досліджуваних зразків. За їх результатами (рис. 7) у зварному шві кожного матеріалу присутній залишковий δ -ферит. Його кількість лежить у межах 5...10%. В швах сталі "NIROSTA H400" міститься більше δ -фериту в порівнянні зі сталлю 08X18H10. Як вже було зазначено, така кількість δ -фериту в шві може вказувати на те, що обидва матеріали мають первинну феритно-аустенітну кристалізацію. З наведеного на рис. 7 легко бачити, що зі зростанням швидкості зварювання збільшується також і концентрація δ -фериту в металі шва за рахунок збільшення швидкості охолодження $\omega_{12/8}$

та, відповідно, зменшення часу перебування $t_{12/8}$ в критичному інтервалі температур. Скоріше за все, саме це явище і зумовлює позитивний вплив зростаючої швидкості зварювання на показник технологічної міцності металу зварних швів обох досліджених матеріалів.

Висновки

На підставі результатів проведених нами експериментальних досліджень можна зробити наступні висновки:

- вплив параметрів режиму аргоно-дугового зварювання на технологічну міцність високолегованої високоміцної сталі "NIROSTA H400" (X8CrMnNi19-6-3) в цілому відповідає загальновідомим для сталей аустенітного класу тенденціям;
- разом із цим, опірність цього матеріалу проти гарячих тріщин є більш чутливою до теплового режиму зварювання, діапазон режимів зварювання, в межах якого існує потенційна загроза виникнення гарячих тріщин кристалізаційного типу для сталі "NIROSTA H400" виявився більш широким, ніж для 08X18H10;
- при аргоно-дуговому зварюванні сталі "NIROSTA H400" товщиною 2...2,5 мм не рекомендується встановлювати швидкість зварювання меншою, ніж 20 см/хв., рекомендованим режимом зварювання в цьому випадку може бути струм 120...130 А, швидкість зварювання 30 см/хв.;

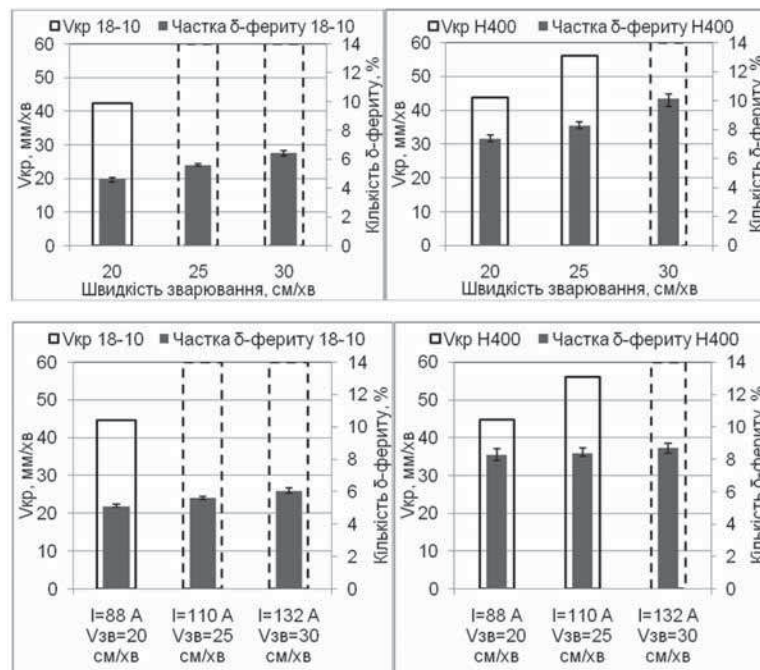


Рис. 7. Кількість δ -фериту в зварних швах сталі 08X18H10 (18-10) та "NIROSTA H400" (H400)

- первинна кристалізація зварних швів Cr-Mn-Ni-сталі типу "NIROSTA H400" так само, як у Cr-Ni-сталі 08X18H10 характеризується наявністю значної доли δ-фериту в металі, що твердіє.

Література

1. Nakagawa H., Miyazaki T. Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel // J. Mater. Sci. — 1999. — 34. — P. 3901–3908.
2. Jopp K. Hart und trotzdem weich - wie moderner Stahl seine Eigenschaften ändert // Innovate. — 2005. — № 1. — P. 8–13.
3. Takechi H. Transformation Hardening of Steel Sheet for Automotive Applications // J. Miner., Met. and Mater. Soc. — 2008. — 60, № 12. — P. 22–26.
4. Rabensteiner G., Tösch J., Schabereiter H. Heißrißuntersuchungen an chemisch beständigen Schweißgütern mit dem neuentwickelten PVR-Versuch // Schweißtechnik (Wien). — 1980. — 34, № 12. — S. 213–217.
5. Klug P. Beitrag zur quantitativen Beurteilung aus den Ergebnissen der Heißrißprüfung mit dem PVR-Test // Schweißtechnik (Wien). — 1981. — 35, № 3. — S. 39–46.
6. ГОСТ 26389-84: Соединения сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке плавлением. — Срок действия 01.01.86-01.01.91. — М.: ГК СССР по стандартам, 1984. — 19 с.
7. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке // Сварочное производство, 1962. — 304, № 4. — С. 1–5.
8. Hensworth B., Boniszewski T., Eaton N.F. Classification and Definition of High Temperature Welding Cracks in Alloys // Metal Construction and British Welding Journal. — 1969. — February (s). — С. 5–16.
9. Heuser H. Value of Different Hot Cracking Tests for the Manufacturer of Filler Metals // Hot Cracking Phenomena in Welds / Th. Bollinghaus, H. Herold (Eds.). — Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005. — С. 305–327.
10. Farrar J. C. M. Hot Cracking Tests — The Route to International Standardization // Hot Cracking Phenomena in Welds / Th. Bollinghaus, H. Herold (Eds.). — Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005. — С. 291–304.
11. CEN ISO/TR 17641-3: Destructive tests on welds in metallic materials — Hot cracking tests for weldments — Arc welding processes. Part 3: Externally Loaded Tests. — March 2005. — Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2005. — 17 p.
12. Lippold J. C., Kotecki D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. — A Wiley interscience publication, 2005. — 367 p.
13. Matsuda F., Nakagawa H., Katayama S., Arata Y. Weld Metal Cracking and Improvement of 25%Cr-20%Ni (AISI 310S) Fully Austenitic Stainless Steel // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1982. — Vol. 3 (№ 2). — С. 41–58.
14. Srinivasan, G. Bhaduri A.K., Shankar V., Raj B. Evaluation of Hot Cracking Susceptibility of Some Austenitic Stainless Steels and a Nickel-Base Alloy // Welding in the World. — 2008. — Vol. 52 (№ 7/8). — С. 4–17.