

УДК 621.791.011; 539.512; 621.774; 621.924

ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 34ХН2МА, СФОРМОВАНИХ ЕЛЕКТРОДАМИ РІЗНОГО ФАЗОВОГО СКЛАДУ

А. Р. ДЗЮБИК¹, А. А. ВОЙТОВИЧ¹, Л. В. ДЗЮБИК¹, Л. О. БАБІЙ²

¹ Національний університет "Львівська політехніка";

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено циклічну тріщиностійкість металу шва зварних з'єднань на товстолистовій сталі типу 34ХН2МА, отриманих з використанням електродів феритного і аустенітного типів. Встановлено, що лише в межах другої ділянки кінетичних діаграм втомного руйнування метал шва, отриманий з використанням електродів і аустенітного, і феритного типів, має вищу тріщиностійкість порівняно з основним металом, тоді як на першій і третій ділянках його показники гірші. Фрактографічними дослідженнями показано, що зниження опору росту втомних тріщин у суто аустенітних швах може бути спричинене гарячими тріщинами між прикореневи́м та основним металом шва, в змішаних ферито-аустенітних – неприпустимо великими шлаковими включеннями, які створюють додаткову концентрацію напружень, погіршуючи характеристики циклічної тріщиностійкості.

Ключові слова: зварні з'єднання, втомний рі́ст тріщин, фрактографічні особливості руйнування.

Ощаднолеговані середньовуглецеві сталі мають високі механічні характеристики, які забезпечують їм безвідмовну експлуатацію за жорстких навантажень та впливу різних технологічних чинників (температури, статичних, циклічних і динамічних навантажень, корозивно-активних середовищ). Проте для забезпечення аналогічних властивостей для зварних з'єднань (ЗЗ) необхідні подальші дослідження [1–3]. При цьому намагаються одночасно вирішити низку завдань: уникати утворення структур гартування в зоні термічного впливу (ЗТВ) [4, 5]; забезпечувати релаксацію зварювальних залишкових напружень [6, 7]; підвищувати характеристики тріщиностійкості ЗЗ [8]; удосконалювати структуру і субструктуру металу різних зон ЗЗ [9, 10]; уникати появи холодних тріщин, утворенню яких сприяє водень [11–13] тощо. Водночас досягнення позитивного результату за вирішення одного з цих завдань найчастіше супроводжується погіршенням інших ключових характеристик, відповідальних за роботоздатність ЗЗ. Тому важливо дослідити особливості формування ЗЗ та зрозуміти їх вплив на руйнування в експлуатаційних умовах.

На сьогодні для вирішення таких завдань найчастіше використовують додаткові термічні впливи на різних стадіях зварювання (попереднє та (або) супутнє підігрівання, термічне оброблення після зварювання). Проте такі процедури підвищують вартість зварних конструкцій, а для великогабаритних їх взагалі важко реалізувати. Одним з шляхів досягнення бажаного результату є застосування різнорідних ЗЗ із різною структурою наплавленого металу. Так, отримання після зварювання аустенітної матриці забезпечує металу шва (МШ) високу деформаційну здатність та зниження залишкових напружень у ЗЗ [14]. Причому рівнозна-

чності МШ і основного металу (ОМ) за міцністю зазвичай досягають збільшенням поперечного перерізу наплавленого металу. Роботоздатність зварних конструкцій з середньовуглецевих сталей забезпечують додатковим легуванням МШ з використанням електродів з відповідним наповненням та термічного оброблення після зварювання для поліпшення структури і релаксації зварювальних напружень, які відіграють ключову роль у забезпеченні тріщиностійкості ЗЗ [15]. Звідси мета роботи – дослідити циклічну тріщиностійкість (ЦТ) МШ різних ЗЗ, отриманих різними зварними електродами або за їх сумісного використання під час зварювання, та з'ясувати фрактографічні особливості росту втомних тріщин (РВТ) у цих ЗЗ.

Матеріали та методики. Листову сталь типу 34ХН2МА товщиною 10 mm зварювали півавтоматичним способом у суміші газів (98% Ar + 2% O₂), використавши суцільні зварні електроди у вигляді дротів Ø 1,2 mm, які за хімічним складом належать до двох якісно відмінних систем легування: Св-08Г2С (феритного) та Св-08Х20Н9Г7Т (аустенітного типу). Перед зварюванням елементи додатково не підігрівали. Застосування цих електродів забезпечило ферито-перлітну або аустенітну структуру МШ відповідно. Використали двошарове заповнення об'єму з V-подібною геометрією між крайками зварюваних листів. Мікροструктуру отриманого МШ дослідили на оптичному (NEOFOT 21) та електронному (сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP із системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350) мікроскопах.

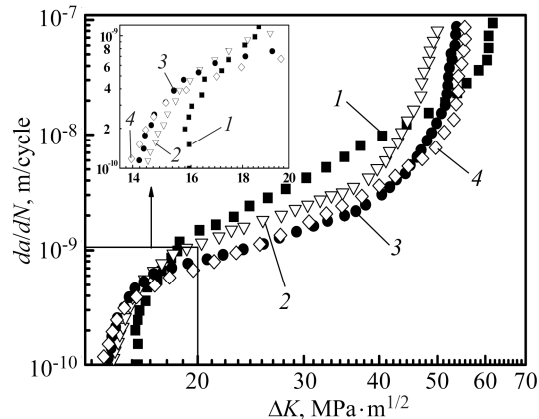
Для механічних досліджень на циклічну тріщиностійкість використали стандартні компактні зразки 50×50×10 mm [16]. Щоб уникнути можливих спотворень, спричинених вирізанням зразків із зварених листів, застосували лазерне різання з подальшим електроіскровим обробленням їх поверхні. Зразки випробували на установці EU-20 за синусоїдного циклу навантаження з частотою 12 Hz та асиметрії $R = 0,3$. РВТ у зразках відбувався вздовж ЗЗ по осі МШ.

Результати механічних випроб на циклічну тріщиностійкість. За результатами випробувань на ЦТ побудували кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) для ОМ (рис. 1, крива 1) та металу трьох типів ЗЗ, отриманих за використання різних (аустенітного та феритного) електродів (рис. 1, криві 2 і 3) чи їх комбінації (рис. 1, крива 4). Одержані КДВР аналізували за впливом природи електродів, використаних під час зварювання, на особливості РВТ на припороговій (за швидкості 10^{-10} m/cycle) та другій ділянці Періса, порівнявши їх з особливостями КДВР для ОМ (сталь типу 34ХН2МА). Незалежно від типу електродів у всіх випадках припорогове значення розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) МШ виявилися нижчими, ніж для ОМ, що є ознакою нижчого опору припороговому РВТ у МШ всіх аналізованих зварних з'єднань. Причому найвище порогове значення ЦТ властиве МШ, отриманому з використанням електрода аустенітного типу, а найнижче – за поєднання електродів аустенітного і феритного типів. Подібну тенденцію зафіксували і на третій ділянці КДВР за швидкості РВТ понад $3 \cdot 10^{-8}$ m/cycle. Водночас на другій ділянці КДВР всі досліджені варіанти МШ виявили вищий опір РВТ. Причому за однакового розмаху КІН зниження швидкості РВТ у МШ порівняно з ОМ найменше за використання електрода аустенітного, а найбільше – феритного типу.

Отже, всі використані ЗЗ мають ліпші (порівняно з ОМ) перспективи застосування за умов циклічного навантаження в межах другої ділянки КДВР (в діапазоні 20...50 МПа·m^{1/2}). Позитивний ефект уповільнення РВТ на ділянці Періса найслабший у ЗЗ, отриманому аустенітним електродом. За опором припороговому РВТ МШ всіх проаналізованих варіантів ЗЗ поступається ОМ, причому найгірший з них також МШ, сформований аустенітним електродом.

Рис. 1. Кінегичні діаграми росту втомних тріщин в сталі типу 34ХН2МА як основному металі (1) та в металі шва (2–4) зварних з'єднань, сформованих аустенітним (2), феритним (3) та послідовно аустенітним (у корені шва), а потім феритним (4) електродами.

Fig. 1. Kinetic diagrams of fatigue crack growth in 34ХН2МА steel as the base metal (1) and in the weld metal (2–4) of welded joints formed by austenitic (2), ferrite (3) and sequentially austenitic (in the weld root) and then ferrite (4) electrodes.



Фрактографічні особливості втомного руйнування зварних з'єднань. На зламі зразка ОМ, випробуваного на ЦТ, виявили макродефекти, пов'язані з вальцюванням листів, у вигляді паралельних розшарувань вздовж напрямку вальцювання, розташованих у центральній частині зламу (рис. 2а). На макрофрактограмах зламів трьох варіантів МШ (рис. 2b–d), отриманих з використанням феритного та аустенітного зварних електродів, виявили чітку лінію розмежування між прикореневим шаром та нанесеним після нього основним МШ. Найменше це властиво варіанту з аустенітним шаром у корені шва та феритною структурою МШ за подальшого заповнення розплавом об'єму між крайками зварюваних заготовок (рис. 2c), КДВР для якого найсильніше зсунута вліво і вгору стосовно діаграми ОМ (тобто цей МШ має найнижчу ЦТ). З цього зробили висновок, що не макронеоднорідність МШ комбінованого фазового складу визначає його опір втомному руйнуванню. Водночас такий чіткий перехід між прикореневим та основним МШ отримали навіть за виконання шва по всій товщині зварюваних листів однаковим аустенітним дротом (рис. 2d). У цьому випадку припорогова ділянка КДВР змістилася найлівише, що є ознакою найнижчого опору припороговому РВТ. Вважали, що фрагменти міжзеренного руйнування вздовж лінії розділу прикореневого і основного МШ, які виконані однаковим аустенітним електродом, відповідальні за такий низький опір припороговому РВТ. Їх трактували як гарячі тріщини, що виникли ще на етапі зварювання і ослабили ЗЗ.

Найкращим з аналізованих варіантів ЗЗ за опором РВТ виявився МШ, сформований феритним електродом. Причому це проявилось і на припороговій, і на ділянці Періса КДВР. Отриманий позитивний ефект добре узгоджується із значною пластифікацією металу вздовж лінії переходу між прикореневим і основним МШ, яка проявилася доволі високим гребенем пластичного деформування між двома шарами (рис. 2b). Лише за розмаху КІН, який відповідає 3-ій ділянці КДВР, МШ, сформований розплавом феритного електрода, поступається ОМ і наближається до МШ з аустенітного дроту.

На мікрофрактограмах ОМ спостерігали типовий для втомного руйнування сталей рельєф, сформований з витягнутих у напрямі РВТ фестонів (рис. 3а), з утомними борозенками поперек них (рис. 3b). На жаль, більшість борозенок на поверхнях фестонів затерті внаслідок контактування берегів тріщини в циклі навантаження. Водночас на тих ділянках, де після випроб на ЦТ мікрорельєф зберігся, встановили, що крок борозенок зростає зі збільшенням довжини тріщини, що узгоджувалося із підвищенням швидкості РВТ на другій ділянці КДВР.

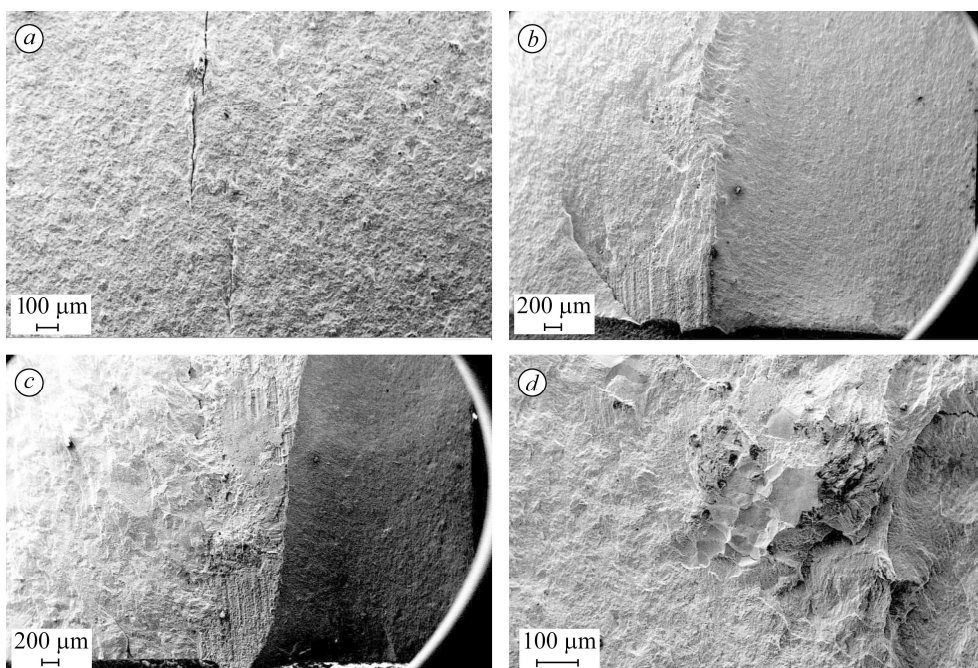


Рис. 2. Макрофрактограми втоми руйнування сталі типу 34XH2MA (a) та зварних з'єднань (b–d), отриманих за технологією нанесення в корені 33 підкладки електродами феритного (b) та аустенітного (c, d) типів з подальшим формуванням основного МШ феритним (b, c) та аустенітним (d) електродами.

Fig. 2. Macrofractograms of fatigue fracture of the 34XH2MA steel (a) and weld joints (b–d), obtained by creating in its root of the substrate using ferrite (b) and austenite (c, d) electrodes with subsequent continuation of the main weld joints formation by ferrite (b, c) and austenite (d) electrodes.

Для всіх аналізованих варіантів 33 також отримали характерний для втоми рельєф зламів у вигляді фестонів (рис. 3a). Відзначили також, що рельєфність отриманих утомних зламів менша, а фестони вужчі, що є ознакою істотної фрагментації МШ порівняно з ОМ. Це пов'язали із сильнішим градієнтом за вмістом елементів легування в литій структурі МШ та з відповідністю меж фрактографічних елементів та структурних складових. Адже відомо, що МШ властива істотна структурна неоднорідність і високий градієнт за вмістом елементів легування.

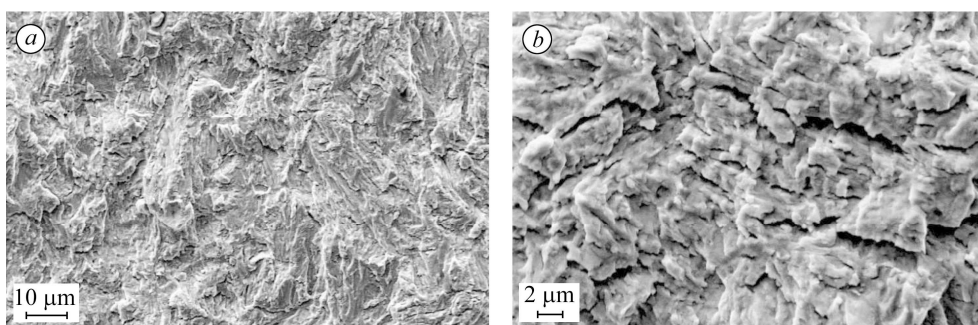


Рис. 3. Мікрофрактограми втоми руйнування сталі типу 34XH2MA як основного металу за швидкості росту втоми тріщини $\sim 3 \cdot 10^{-9}$ м/цикл.

Fig. 3. Microfractograms of the fatigue fracture surface of the 34XH2MA steel as a base material at fatigue crack growth rate $\sim 3 \cdot 10^{-9}$ m/cycle.

Незалежно від складу дротів, використаних для формування ЗЗ, на втомних зламах МШ поперек фестонів (як і в ОМ) спостерігали втомні борозенки (рис. 4*b, d, f*). Найбільша рельєфність фестонів властива і прикореневому, і основному МШ, отриманому феритним електродом (рис. 4*b*). Крім того, розкриття берегів вторинних тріщин, що декорували втомні борозенки, теж виявилось найбільшим. Обидві ознаки свідчать про значну пластичність отриманого таким чином МШ і його високий опір РВТ порівняно з ОМ та ЗЗ, сформованими іншими електродами. Це узгоджується з результатами механічних випроб на ЦТ. Адже КДВР для МШ, отриманого феритним електродом, і на припороговій, і на другій ділянках свідчить про високі показники ЦТ такого ЗЗ.

Найгіршу КДВР отримали для МШ з феритною підкладкою та подальшим його формуванням аустенітним дротом. Попри низьку рельєфність фестонів та дрібні і крихкі за характером борозенки поперек них на межі розділу феритного прикореневого і основного МШ з аустенітною структурою виявили ланцюжок з великих витягнутих шлакових включень (рис. 4*c*), які, безумовно, полегшили РВТ у такому МШ, оскільки вони практично не зв'язані з матрицею і їх можна трактувати як доволі великі пори, орієнтовані в напрямі РВТ.

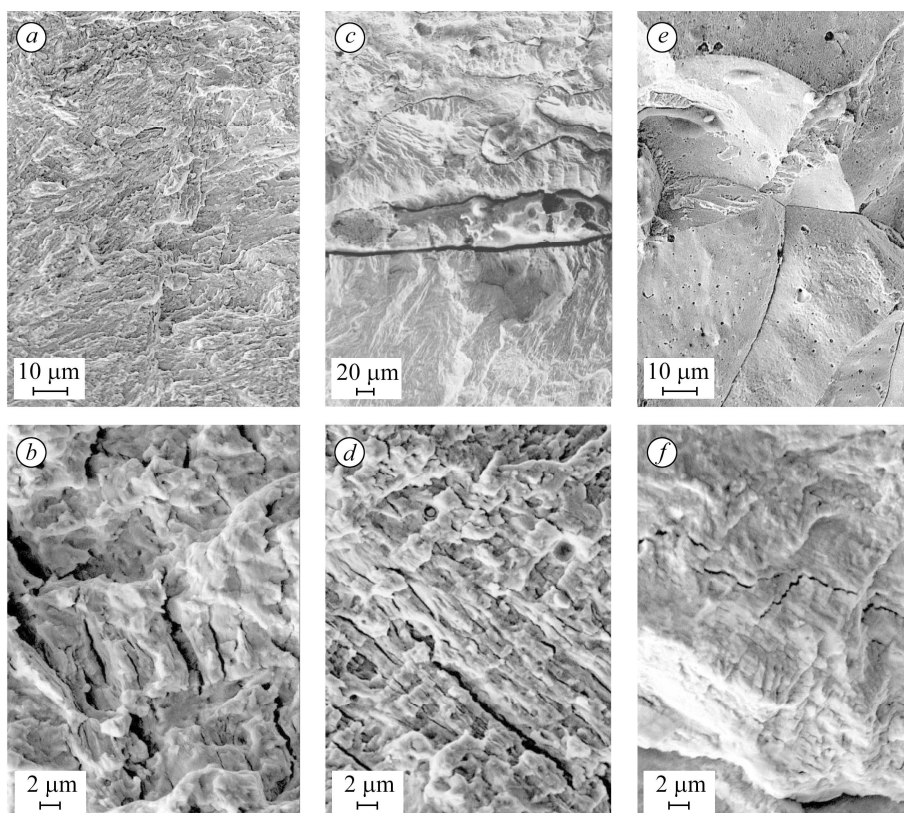


Рис. 4. Мікрофрактограми втомного руйнування зварних з'єднань, отриманих зварюванням листів сталі типу 34XH2MA з формуванням підкладки в корені швів феритним (*a-d*) і аустенітним (*e, f*) та подальшим формуванням МШ феритним (*a, b*) та аустенітним (*c-f*) електродами. Напрямок росту тріщини – справа наліво.

Fig. 4. Microfractograms of the fatigue fracture surfaces of the weld metal obtained by welding of the 34XH2MA steel sheets with formation of a substrate in the root of the weld joint using ferrite (*a-d*) and austenite (*e, f*) electrodes with subsequent continuation of the main weld metal formation by ferrite (*a, b*) and austenite (*c-f*) electrodes. The crack growth directions are from right to left.

Що стосується МШ з аустенітною структурою по всій товщині зварених листів, то за рельєфністю фестонів і пластичною складовою деформівних процесів у вершині тріщини, які власне і відповідальні за формування крихких чи в'язких втомних борозенок, цей МШ займає проміжне положення між суто феритним МШ і отриманим за використання різнорідних дротів (феритного для підкладки і аустенітного на завершальній стадії формування ЗЗ). Тому на зламах фіксували доволі рельєфні фестони і помірно в'язкі втомні борозенки, орієнтовані поперек них (рис. 4f). Вторинні тріщини, які декорують борозенки, не були визначальними елементами зламу і з'явилися лише в середині другої ділянки КДВР. Отже, фрактографічні особливості РВТ загалом добре узгоджуються з результатами механічних випроб, згідно з якими, суто аустенітний МШ виявив одні з найкращих показників на 2-ій ділянці КДВР.

Загалом характеристики всіх досліджених варіантів МШ на припороговій ділянці КДВР виявилися гіршими, ніж ОМ, чого в прийнятій практиці зварювальних робіт стараються не допускати (особливо для відповідальних об'єктів). Зокрема, негативний вплив на припорогову ЦТ МШ, сформованого аустенітними електродами, пов'язали з наявністю гарячих міжзеренних тріщин на переході між прикореневим та основним аустенітним шаром (рис. 4e). За активної дифузії домішок (S, P, C, O, H), розчинених у ванні розплаву, градієнта напружень і температури під час зварювання ці домішки перерозподіляються і локалізуються на структурних дефектах (дислокаційні скупчення, межі зерен, неметалеві включення тощо). Такий перерозподіл домішок спричиняє їх надрівноважну концентрацію вздовж меж зерен, що істотно знижує когезивний зв'язок між суміжними зернами і, відповідно, міцність наплавленого металу.

Такі гарячі тріщини стали осередками зародження втомного руйнування, що істотно знизило опір РВТ у магістральному напрямі. З урахуванням невідповідності напряму РВТ у лабораторних зразках, де РВТ відбувалося вздовж зварного шва, і в реальних конструктивних елементах, де руйнування розпочинається від поверхні зварного шва і поширюється у перпендикулярному напрямі, негативна роль таких міжзеренних гарячих тріщин виявиться ще очевиднішою.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що метал шва зварних з'єднань на товстолистовій сталі типу 34ХН2МА, отриманих електродами феритного і аустенітного типів, має вищу тріщиностійкість порівняно з основним металом, але лише в межах другої ділянки кінетичних діаграм втомного руйнування, тоді як на першій і третій – їх показники гірші. Фрактографічно показано, що зниження опору росту втомних тріщин в суто аустенітних швах спричинене гарячими тріщинами, а в змішаних ферито-аустенітних – неприпустимо великими шлаковими включеннями в зоні між прикореневим та основним металом шва.

РЕЗЮМЕ. Исследована циклическая трещиностойкость металла шва сварных соединений на толстолистовой стали типа 34ХН2МА, полученных с использованием электродов ферритного и аустенитного типов. Установлено, что только в пределах второго участка кинетических диаграмм усталостного разрушения металл шва, полученный с использованием электродов как аустенитного, так и ферритного типов, имеет более высокую трещиностойкость по сравнению с основным металлом, тогда как на первом и третьем участках его показатели хуже. Фрактографическими исследованиями показано, что ухудшение сопротивления роста усталостных трещин в чисто аустенитных швах может быть вызвано горячими трещинами в зоне между прикорневым и основным металлом шва, а в смешанных ферритно-аустенитных – недопустимо большими шлаковыми включениями, создающими дополнительную концентрацию напряжений, снижая характеристики циклической трещиностойкости.

SUMMARY. The fatigue crack growth resistance of weld joints metal on the thick plate 34ХН2МА steel obtained using ferrite and austenite electrodes is investigated. It has been estab-

lished that only within the second part of kinetic diagrams of fatigue crack growth of the weld metal of both austenite and ferrite types shows higher crack growth resistance in comparison with the base metal, whereas in the first and third parts – their characteristics are worse. Fractography investigations have shown that deterioration in the resistance to fatigue crack growth in purely austenitic weld joint metal can be caused by the presence of hot cracks in the zone between the substrate metal in the root of the weld joint and the following base metal of the weld, and in the mixed ferrite-austenite – by inadmissibly large slag inclusions, creating an additional concentration of stresses and thus reducing the characteristics of fatigue crack growth resistance.

1. Бердникова Е. Н. Структурная оценка трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей // Проблемы машиностроения. – 2013. – 16, № 6. – С. 43–47.
2. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – К.: Наук. думка, 2006. – 620 с.
3. Влияние термического цикла сварки на структурно-фазовые превращения и свойства металла ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ / В. Д. Позняков, В. А. Костин, А. А. Гайворонский, И. А. Моссоковская, В. В. Жуков, А. В. Клапачук // Автомат. сварка. – 2015. – № 2. – С. 8–15.
4. Seo J. S., Kim H. J., and Ryoo H. S. Microstructure parameter controlling weld metal cold cracking // J. of Achievements in Mater. and Manufacturing Engng. – 2008. – 27, № 2. – P. 199–202.
5. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. – 1986. – № 6. – С. 5–8.
6. Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей // Автомат. сварка. – 2009. – № 7. – С. 14–20.
7. Гайворонский А. А., Саржевский В. А., Гордонный В. Г. Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38X2MЮА // Автомат. сварка. – 1997. – № 4. – С. 20–24.
8. Циклическая трещиностойкость сварных соединений высокопрочных сталей / О. П. Остащ, А. В. Куновский, В. Е. Лазыко, Н. С. Гусева, Т. Л. Максимович, Л. В. Казаков // Автомат. сварка. – 1990. – № 7. – С. 8–12.
9. Структура и свойства соединений высокопрочной стали в условиях внешнего статического нагружения / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова, Т. А. Алексеенко, С. Л. Жданов // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. – Дніпропетровськ: ПГАСА, 2014. – Вип. 73. – С. 213–219.
10. Структурный критерий прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова, Т. А. Алексеенко // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Зб.праць ІV Міжнар. конф. (Львів, 23–27 червня 2009 р.) / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2009. – С. 447–451.
11. Hydrogen embrittlement property of a 1700 MPa class ultrahigh strength tempered martensitic steel / S. Li, E. Akiyama, K. Yuuji, K. Tsuzaki, N. Uno, B. Zhang // Sci. and Technol. Adv. Materials. – 2010. – № 11. – P. 1–6.
12. Wongpanya P., Boellinghaus Th., and Lothongkum G. Heat treatment procedures for hydrogen assisted cold cracking avoidance in S 1100 QL steel root welds // Welding in the World. – 2008. – 52. – P. 671–678.
13. Оценка влияния водорода на замедленное разрушение сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей / Н. Н. Харбин, О. И. Слепцов, М. Н. Сивцев, Г. Г. Винокуров // Автомат. сварка. – 2012. – № 6. – С. 15–17.
14. Сварка. Резка. Контроль.: Справ. в 2-х т. / Под общ. ред. Н. П. Алешина, Г. Г. Чернышова. – М.: Машиностроение, 2004. – Т. 2. – 480 с.
15. Осадчук В. А., Цимбалюк Л. І., Дзюбик А. Р. Визначення тривісного розподілу залишкових напружень в зварних з'єднаннях елементів конструкцій прямолінійними швами і оцінка їх впливу на міцність з'єднань за наявності дефектів типу тріщин // Мат. методи і фіз.-мех. поля. – 2011. – 54, № 1. – С. 131–140.
16. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1985. – 60 с.

Одержано 27.10.2017