

mm/year. As expected, the lowest corrosion rate was recorded in neutral distilled water where the very small and indistinctive dominance of oxidation resulted into value of only 0.04 mm/year.

Acknowledgement

This contribution is the result of the project VEGA No. 1/0600/13.

References

1. Grainger, S. *Engineering Coatings: Design and Application*. Industrial Press, 1992. ISBN 0831130458.
2. Davis, J. R. *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*. ASME International, 2001. ISBN 1615030727.
3. Cartier, M., Polak, T. A. *Handbook of surface treatments and coatings*. ASME Press, 2003. ISBN 0791801950.
4. Kreislová, K. et al. *Metodika stanovení životnosti zinkových povlaků v atmosférickém prostředí*. Konstrukce, 2011. ISSN 1803-843.
5. McCafferty, E. *Introduction to Corrosion Science*. London, Springer, 2010. ISBN 978-1-4419-0454-6.
6. Revie, R. W., Uhlig, H. H. *Corrosion and Corrosion Control*. New Jersey, Wiley, 2008. ISBN 978-0-471-73279-2.

ЛАЗЕРНА УДАРНО-ХВИЛЬОВА ДІЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ПРИПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ІЗ АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ

**М.І. Підгурський, Ю.М. Нікіфоров, Б.П. Ковалюк, В.В. Лазарюк, М.Г.
Грещук, Х. Лопез*, Б. Чарч***

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя,
Тернопіль, Україна

*Університет Вісконсин-Мілуокі, США

The authors have researched the weld joints of austenitic stainless steel 12X18H10T after laser shock wave treatment of the welded joint surface, heat affected area and base metal. The character of the structure and microhardness changes in the weld joint exposed areas in crossing has been established. It has been found that the structural and phase changes in the surface layers occur as a result of laser shock wave treatment at a distance up to 300 mkm from the surface. Increase in corrosion resistance and microhardness of exposed surface layer of weld joint has been observed.

Аустенітні хромонікелеві сталі є поширеним конструкційним матеріалом для виготовлення вузлів енергетичних установок завдяки високій пластичності, корозійній стійкості, добрій зварюваності та технологічності [1, 2]. В результаті термічного циклу зварювання у структурі зварних з'єднань із аустенітних сталей відбуваються зміни фазового та хімічного складу, що суттєво впливають на процеси руйнування зварного з'єднання за механізмами міжкристалітної корозії. Для попередження локальних корозійних пошкоджень проводять термічне оброблення зварних з'єднань при 900 °С [1, 2]. Високотемпературний вплив сприяє розчиненню карбідів хрому, гомогенізації твердого розчину аустеніту по хрому [2]. З метою запобігання корозійного розтріскування пришовних ділянок з'єднань із нержавіючих хромонікелевих сталей в промисловості проводять термічне індукційне оброблення, механічне зміцнення та зварювання з примусовим тепловідводом [1 - 3].

Одним із сучасних способів модифікації поверхні є лазерна ударно-хвильова обробка. Встановлено позитивний вплив такої обробки на механічні та корозійні властивості хромонікелевих сталей типу 18-10 [4, 5]. У даній роботі проведено експериментальні дослідження лазерної ударно-хвильової обробки на властивості металу шва та зони термічного впливу зварного з'єднання з аустенітної сталі 12X18H10T.

Методика досліджень

Для дослідження використано сегменти стикового з'єднання трубопроводу з товщиною стінки 3,5 мм із аустенітної сталі 12X18H10T (ГОСТ 5632-72), виготовленого аргонодуговим зварюванням з використанням присадного дроту марки Св-04Х19Н11М3 (ГОСТ 2246-88).

Опромінення зразків поверхні зварного з'єднання здійснювалось за допомогою модернізованої лазерної установки на базі ГОС-1001 ($\lambda=1,06$ мкм) [4] в режимі модульованої добротності. Діапазон амплітуд імпульсів тиску в експериментах знаходився в межах 0,5 – 5,6 ГПа. Для підсилення тиску в якості прозорого конденсованого середовища використано епоксидну смолу. Опромінення зразка проводилось над зварним швом на ділянці А, зоною термічного впливу зварювання на ділянках В та С (рис. 1а).

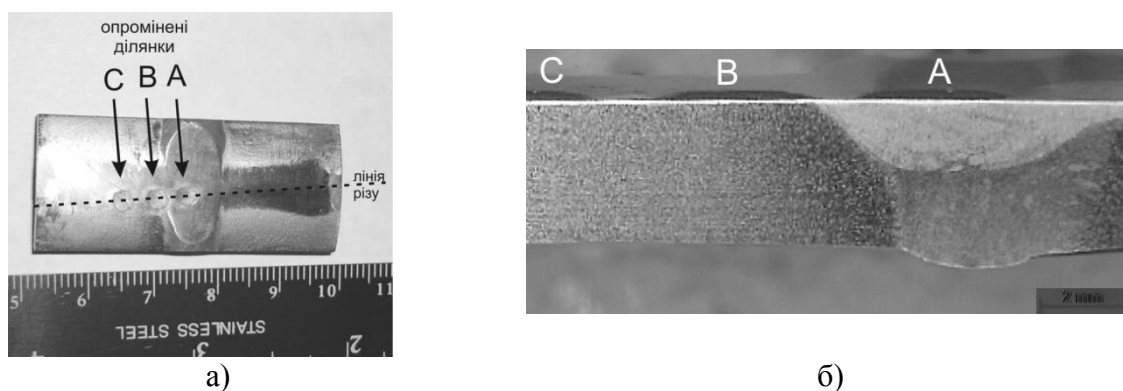


Рисунок 1. Схема вирізання та опромінення зразка зварного з'єднання: ділянка А над зварним швом, ділянка В та ділянка С над зоною термічного впливу зварювання

Вирізання та полірування зразка проведено з водяним охолодженням. Шліф приповерхневого шару розміщений перпендикулярно до опроміненої поверхні (рис.1б). Металографічні дослідження приповерхневого шару виконували методами оптичної та растрової електронної мікроскопії. Травлення поверхні шліфа проведено електролітичним методом в 10%-ому водному розчині щавлевої кислоти при напрузі 3 В протягом 30 с. Мікротвердість досліджено з допомогою мікротвердоміра Лесо DM-400 методом Віккерса при навантаженні 200 г протягом 15 с з кроком 75 мкм.

Результати дослідження та обговорення

Зварне з'єднання у вихідному стані (без обробки)

Металографічними дослідженнями мікроструктури металу зварного з'єднання у вихідному стані на ділянках термічного впливу зварювання та основного металу виявлено аустенітну структуру з незначними феритними включеннями по границях зерен. Границі аустенітних зерен протравлені в виді тонких ліній, канавки по границях зерен відсутні. В мікроструктурі основного металу та зони термічного впливу зварювання по границях зерен спостерігаються пітинги. У зоні термічного впливу зварювання, крім крупнозернистої неоднорідної ділянки перегріву, спостерігається чисто аустенітна ділянка шириною 500-600 мкм із меншою, ніж на основному металі, густиною пітингів (рис.2а).

Розміщення пітингів у вихідній структурі зварного з'єднання без лазерної обробки має стрічкоподібний характер (рис.2б). Хромонікелеві сталі типу 18-10 за свідченням авторів [6], вирізняються стрічковою будовою внаслідок своєрідного смугастого розташування первинного фериту. Відомо також [6, 7], що в зварних з'єднаннях нержавіючих аустенітних сталей локалізація фазових перетворень відбувається на приграничних ділянках первинного

фериту та аустеніту. Головною причиною міжкристалітної корозії аустенітних сталей типу 18-10 називають корозію на границях аустенітних зерен у зонах збіднених на хром, внаслідок структурних змін зернограничного твердого розчину та виділення карбідів хрому або інших фаз багатих на хром [7].

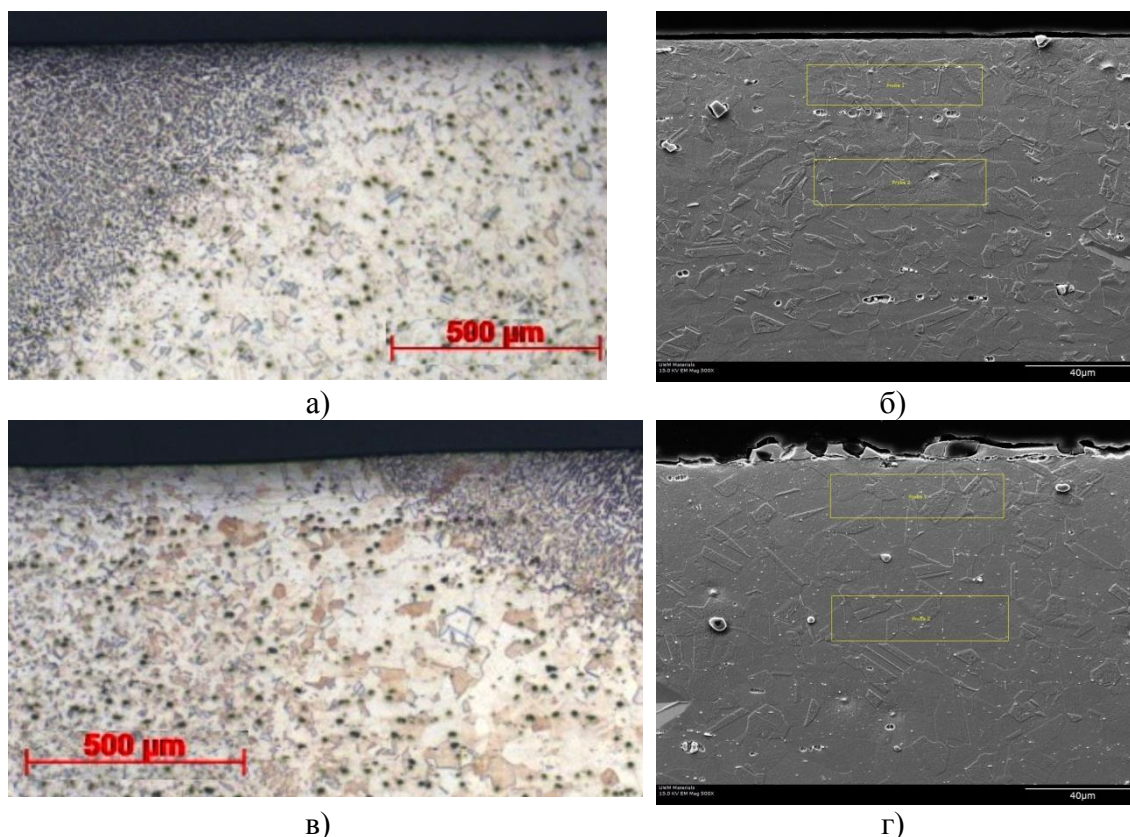


Рисунок 2. Мікроструктура приповерхневого шару зварного з'єднання до лазерної обробки на ділянці В (а) та ділянці С (б) та мікроструктура приповерхневого шару зварного з'єднання після лазерної обробки (в, г)

Характеристика зварного з'єднання після лазерної ударно-хвильової обробки

У приповерхневому шарі опромінених ділянок В та С спостерігається зменшення кількості пітингів та їх розмірів у порівнянні з вихідним станом (рис. 2в, 2г). Поява точкових корозійних дефектів травлення у приповерхневому шарі опромінених ділянок спостерігається на відстані від поверхні 100-160 мкм. Порівняння мікроструктур приповерхневого шару зварного з'єднання з лазерною ударно-хвильовою обробкою на ділянці С (рис.2г) та без неї (рис.2б), що виконані на методі растрової електронної мікроскопії також показує зменшення дефектів корозії. Імовірно лазерна ударно-хвильова дія підвищує дифузійну рухливість атомів вуглецю та інших домішок по границях зерен, що приводить до зменшення корозії у приповерхневому шарі, що було виявлено при травленні зразків. Зменшення пітингоутворення виявлено також при дослідженні впливу поверхневої лазерної обробки хромонікелевих сталей S31603 [8].

У поперечному перерізі приповерхневих шарів опромінених ділянок проведено також дослідження мікротвердості (рис.3). У вихідному стані середні значення мікротвердості основного металу становили 155 ГПа. У приповерхневому шарі опромінених ділянок В та А спостерігається збільшення мікротвердості на 10-15 %. При цьому найбільші значення виявлено на відстані 75 мкм від поверхні. У місці появи пітингів на ділянці В мікротвердість зменшується до 157 ГПа. Більш суттєві зміни мікротвердості у приповерхневому шарі опроміненої ділянки С, де максимум мікротвердості 176 ГПа спостерігається на відстані 150 мкм від поверхні. Зміна мікротвердості на ділянці С відбувається до відстані до 300 мкм від поверхні опромінення. Відомо [7], що аустенітні сталі легко наклепуються в результаті

холодної пластичної деформації. Виявлене збільшення мікротвердості може вказувати на збільшення стискаючих напружень у приповерхневому шарі опромінених ділянок.

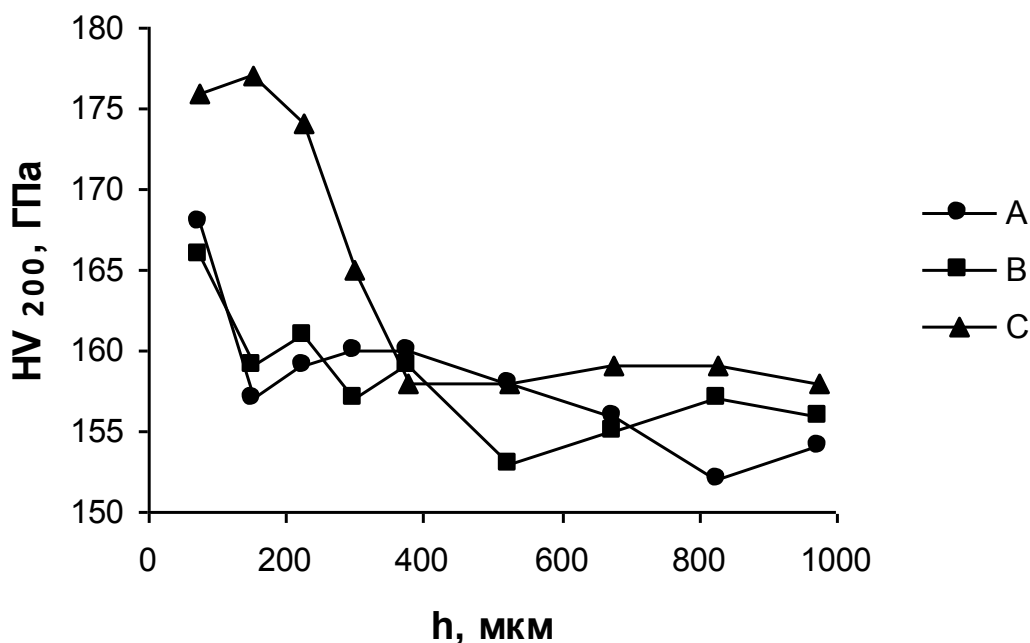


Рисунок 3. Розподіл мікротвердості приповерхневого шару по глибині зразка під опроміненими ділянками А, В та С

Зменшення кількості корозійних дефектів травлення - пітингів та одночасне підвищення мікротвердості в тонкому приповерхневому шарі після лазерної ударно-хвильової обробки очевидно викликані структурними та фазовими змінами. Очищення границь аустенітних зерен та їх гомогенізація є сприятливими чинниками підвищення корозійної стійкості зварних з'єднань.

Література:

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. - М.:Машиностроение, 1989. -336 с.
2. Романов А.Н., Державин А.Г., Шутько К.И., Коростелев А.Б., Бортников М.В. *Высокотемпературная термическая обработка как метод исключения МКРПН сварных соединений трубопроводов из аустенитной стали Ду300 РБМК-1000 // *Металлург* - 2014. - №5. С.83-87.*
3. Rybicki E. F., McGuire P. A. *The effects of induction heating conditions on controlling residual stresses in welded Pipes // *J. Eng. Mater. Technol.* 1982, 104(4), P. 267-273.*
4. Нікіфоров Ю.М. *Лазерна ударно-хвильова дія на матеріали: монографія / Нікіфоров Ю.М., Ковалюк Б.П. - Тернопіль : Вид-во ТНТУ імені Івана Пулюя. - 2015. -272с.*
5. Zhang Y. , Lu J., Luo K. *Laser Shock Processing of FCC Metals: Mechanical Properties and Micro-structural Strengthening Mechanism, Springer Series in Materials Science, 2013. 194 p.*
6. *Медовар Б. И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. М.; Киев: Машгиз, 1958. 339 с.*
7. *Медовар Б. И. Сварка аустенитных сталей и сплавов. Киев: Техника, 1964. 184 с.*
8. Kwok C.T., Man H.C. , Cheng F.T. *Cavitation erosion and pitting corrosion of laser surface melted stainless steels // *Surface and Coatings Technology.* 1998, 99 (3), P.295-304.*