

ملخص البحث

تم في هذا البحث دراسة مقاومة التآكل الاجهادي لاجد الانواع الحديثة من الفولاذ المقاوم للمدا المزدوج وهو النوع (S31803-SAF 2205) وبطريقة معدل الانفعال الواطن [عند معدل الانفعال 10^{-6} (1/ثانية)] في وسط حامضي كلوريدي هو ($3N H_2SO_4 + 0.5N NaCl$) ومقارنة سلوكه هذا مع الفولاذ الاوستنايتي (S30400-AISI 304) في نفس ظروف الاختبار اعلاه. ان هذه الدراسة تمت عند اللحام بطريقة الـ (TIG) اليدوية بتسليط برارات داخلية مداها ما بين (١١٠-٤٥٠ جول/ملم) وباستخدام حشوات لحام نوع (22.8.3.L.N) للفولاذ المزدوج ونوع (S30800-AISI 308) للفولاذ الاوستنايتي، وكذلك في حالة اللحام بدون استخدام هذه الحشوات. اجريت اختبارات التآكل الاجهادي عند اللحام بالليزر بطاقة (1.25KV) لغرض مقارنة خواص الملحومات بهذه الطريقة مع الخواص عند اللحام بطريقة الـ (TIG) التقليدية. وقد تم اختبار مقاومة التآكل الاجهادي عند تسليط جهود اعلى واقل من جهد التآكل الحر، اي جهود انودية وكاثودية على التعاقب بمدى ٢٥+ الى -١٥٠ مللي فولت.

استناداً الى النتائج التي استحصلت من هذه الدراسة اعتبرت قيمة مؤشر تشققات التآكل الاجهادي $[(EL\%)_{sol.}/(EL\%)_{air}]$ الواطنة (اقل من ٣.٠ تقريباً) دليلاً على وجود عرفة لتشققات التآكل الاجهادي في حين ان الحصول على قيمة اعلى من ٤.٠ تقريباً لا يدل على وجود مثل هذه العرفة وذلك كون ان قيم المؤشر الواطنة كانت تعاكسها دائماً. وجود تشققات ثانوية ومكسر قصف عند الفجر بالمجهر الالكتروني الماسح. ابدى الفولاذ المقاوم للمدا المزدوج

في الحالة المستلمة (المعدن محلوليا) وفي الحالة الغير الملحومة مقاومة لتشقق التآكل الاجهادي في الوسط المستخدم في دراستنا هذه ، في حين كانت مقاومة تشقق التآكل الاجهادي للفولاذ الاوستنايتي واطنة جدا في الحالة المستلمة ، وسبب ذلك اعزي الى وجود نسبة متكافئة من الفريت: الاوستنايت في الفولاذ المزدوج حيث ان هذه النسبة تعطي افضل مقاومة للتآكل الاجهادي.

ادت زيادة الحرارة الداخلة عند اللحام بطريقة الـ (TIG) وبدون استخدام حشوة اللحام ولكلا الفولاذين وعند الاختبار في الهواء والمطول ايلها الى حصول هشاشة ميكانيكية ، وسبب ذلك هو ترسيب الكربيدات ونمو الحبيبات في الفولاذ الاوستنايتي وترسيب طور سيكما والكربونتريدات في الفولاذ المزدوج عند منطقة التأثير الحراري. ان زيادة الحرارة الداخلة هذه ادت الى حصول انخفاض كبير في مقاومة التآكل الاجهادي للفولاذ الاوستنايتي حيث انخفضت قيمة المؤشر بزيادة الحرارة الداخلة. اما في الفولاذ المزدوج فان زيادة الحرارة الداخلة لم تؤدي الى تخفيف المقاومة للتآكل الاجهادي بشكل كبير مثل ما هو الحال في الفولاذ الاوستنايتي. اما عند استخدام حشوات اللحام الخاصة بكل من الفولاذين ، فان اللحام بكافة الحرارة الداخلة لم يؤدي الى حصول هشاشة ميكانيكية بشكل مشابه للانخفاض الذي حصل عند اللحام بدون استخدام الحشوة وخاصة في الفولاذ الاوستنايتي ، حيث بقت بمطيلية عالية ومقاربة لقيمتها قبل اللحام ، كذلك فان المقاومة للتآكل الاجهادي لم تنخفض بالنسبة للفولاذ المزدوج عند اللحام باستخدام الحشوة وعند كافة الحرارة ، حيث بقت جيدة كما هو عليه الحال قبل اللحام. وقد اعزي كل ذلك الى التركيب الكيميائي لحشوة اللحام نوع (S30800) المستخدمة في لحام الفولاذ الاوستنايتي

والتي تحتوي على نسبة عالية من النيكل أدت إلى الإبقاء على نسبة كبيرة من الأوستنايت في منطقة اللحام حيث حافظت على المطيلية الجيدة، أما بالنسبة لحشوة اللحام المستخدمة للفولاذ المزدوج نوع (22.8.3.L.N) المحتوية على نسبة أكبر من النيكل والذخروجين مما هو عليه في المعدن الأساس فإنها أبقت على نسبة مناسبة من الفريت : الأوستنايت كي تكون المقاومة للتآكل الإجهادي عالية. أما اللحام بالليزر فلم يؤدي إلى حمل مثل هذه العشوائية الميكانيكية التي رافقت اللحام بطريقة ال (TIG) عند عدم استخدام الحشوة لكلا الفولاذين، ذلك لأن ترسيب الأطوار لم يحمل في هذه الحالة بسبب معدل التبريد العالي الذي يرافق عادة عملية اللحام بالليزر، وبمنفس الوقت فإن اللحام بالليزر لم يؤدي إلى تخفيض المقاومة الميكانيكية للتآكل الإجهادي للفولاذ المزدوج بسبب أملاه.

إن تسليط الجهود الانودية والكاثودية لكلا الفولاذين في الحالة الملحومة والغير الملحومة لم يؤدي إلى تغير السلوك الكهروكيميائي مما هو عليه الحال في الحالة الحرة (عند عدم تسليط الجهود). أي أنه لم يؤدي إلى تحسين المقاومة للتآكل الإجهادي للفولاذ الأوستنايتي بل أن الجهود الكاثودية (أقل من الجهد الحر) قد أدت إلى حمل تشققات سببها التقصف الهيدروجيني ولكلا الفولاذين.

ABSTRACT

Susceptibility to Stress Corrosion Crackings (SCC) of new duplex stainless steel of type (S31803-SAF 2205-) has been studied utilising Slow Strain Rate Technique -SSRT- (Strain Rate = 1.66×10^{-6} / sec.) , in acidic chloride environment (3N H₂SO₄ + 0.5N NaCl) .

The behaviour of this alloy has been compared with that of the austenitic type (S30400-AISI 304-). This study was performed on welded and unwelded alloys, using Tungestun Inert Gas (TIG) welded technique and laser welding.

In the (TIG) process, welding has been performed manually using different heat inputs ranging from 110 to 450 J/mm. In this process a filler of type (AISI 308) was used to weld the austenitic S.S., while welding the duplex S.S., the filler of type (22.8.3.L.N.) was used. These tests were also performed on (TIG) welded S.S. without using fillers (autogenous welding).

SCC susceptibility was tested at free corrosion potentials and when polarized at different anodic and cathodic applied potentials ranging from +25 mv (anodic) to -150 mv (cathodic).

Results showed that, low values of SCC index $\{(E\%)_{sol.}/(E\%)_{air}\}$, i.e. (<0.3) indicate susceptibility to SCC, while higher values i.e., (>0.4) indicate good resistance to SCC. These due to the brittle appearance of the fractured surface, and the secondary cracks, that usually prevailed when low value of SCC index was found.

The duplex S.S. in as received condition (solution

treated) was found not susceptible to SCC, while the austenitic in the same condition was found susceptible in this environment.

The difference between these two behaviours was attributed to the existence of the same amount of ferrite and austenite in the duplex, i.e. 50% ferrite +50% austenite. This value of ferrite: austenite ratio usually gives highest SCC resistance.

Increasing the value of the heat input, during the autogenous (TIG) welding was found to produce mechanical brittleness in both Stainless Steels (S.S.s), when testing in air and in the testing environment.

The brittleness found in the austenite S.S. was attributed due to precipitation of carbides and the coarsening of austenite grains in the weld and (HAZ) regions while that found in the duplex was attributed due to precipitate of sigma phase and carbonitrides. Increasing heat input in autogenous (TIG) welding was also found to produce lower resistance to SCC in austenite S.S., while no effect on SCC resistance was found in duplex S.S. when welding by TIG process using the respective filler for both S.S.s, no mechanical brittleness was found to produced, especially in austenite S.S. welding using the filler was found to have no effect on SCC of duplex S.S., even when welding using high heat input.

These advantages, when welding using fillers over that of autogenous welding were attributed to the type of the chemical composition of each filler. The filler type S30800, contains higher nickel content, which could maintain

higher austenite in the weld metal. The filler type 22.8.3.L.N. used for welding duplex S.S., contains higher nickel and nitrogen over that of the base metal that could maintain the suitable ferrite:austenite ratio, i.e., 50:50 to produce max. SCC resistance.

Laser welding did not produce mechanical brittleness in both S.S.s, usually prevailed when welding using autogenous TIG process, due to high rate of cooling produced by laser welding that would prevent the precipitation of the phases responsible for this brittleness. Similarly laser welding did not produce SCC susceptibility in duplex S.S.

Anodic and cathodic polarization of the welding and unwelded S.S.s, did not produce protection against SCC. On the contrary cathodic polarization produced hydrogen embrittlement in both S.S.s.