

الصلادة المجهريّة لمحمومات مسبوقة الدرفلة من الصلب الأوستينيّتي صنف AISI304 ودلالاتها على حجم منطقة الراسب الكريبيدي

**عبد المولى محمد محيه

*محمد محمد ميلاد

الملخص

موضوع هذا البحث هو قياس الصلادة المجهريّة لمحمومات من الصلب الأوستينيّتي نوع AISI304 مسبوقة الدرفلة على البارد في المنطقة المنصهرة (Fusion zone) FZ والمنطقة المتأثرة بحرارة اللحام (Heat affected zone) HAZ ومنطقة المعدن الأصلي (Base) metal BM وذلك لإمكانية استغلال هذه القياسات كمؤشر على مدى تعرض هذا النوع من الصلب لظاهرة الراسب الكريبيدي (carbide precipitation) ومدى تأثير الشغل على البارد المسبوق للحام على هذه الظاهرة .

تحقيقاً لهذا الغرض فإنه تمّ درفلة صفائح من الصلب 304SS على البارد إلى ثلاث نسب درفلة متفاوتة 10% و 30% و 50% ومن تمّ تعريضها للحام بواسطة آلة اللحام نوع GTAW بإمرارة واحدة وذلك باستعمال ثلاث قيم للتيار الكهربائي وهي 150، 200، 250 أمبير . ترصد أهم النتائج المتحصل عليها التأثير الضار لكل من طاقة اللحام والشغل على البارد على عرض الجزء الذي يتوقع حصول الترسيب الكريبيدي فيه . إلى ذلك أوضحت النتائج أنه عند النسب المنخفضة للشغل على البارد قد تكون طاقة اللحام هي المتحكم الرئيسي في عرض منطقة الراسب الكريبيدي وبزيادة كمية الشغل على البارد فإن التأثيرين يتداخلان بعضهما مع بعض مما يحد من الزيادة المفرطة في عرض منطقة الراسب الكريبيدي .

الكلمات المفتاحية: الصلب الأوستينيّتي نوع AISI304، الراسب الكريبيدي، الشغل على

البارد

*عضو هيئة تدريس - كلية الهندسة - جامعة طرابلس

**عضو هيئة تدريس - كلية الهندسة - جامعة الجبل الغربي

المقدمة

يستخدم الصلب الأوستينيّتيّ نوع (AISI304) في تطبيقات صناعية واسعة تتدرج من الأواني المنزلية وحتى المفاعلات الذرية وذلك لاتصافه بخواص ميكانيكية ومقاومة تآكل مميزة حتى عند درجات الحرارة العالية فضلا عن مظهره البراق واللامع . أيضاً يتميز هذا النوع من الصلب بسهولة لحامه غير أنه يصبح حساساً (Sensitized) لنوع من التآكل يسمى الانهيار اللحامي (Carbide precipitation) وذلك مباشرة بعد لحامه حين يمر بالمدى الحراري 900- (650م°) تقريباً [1] ويبقى فترة زمنية تكفي لاتحاد الكربون مع الكروم وتكوين راسب كريبيدي غالباً ما يكون ($Cr_{23}C_6$) في منطقة تبعد مليمتراً قليلة عن مصهور اللحام وتسمى هذه المنطقة بالمنطقة المتأثرة حرارياً (Heat – affected zone) وتكتب اختصاراً HAZ.

ولكون الراسب الكريبيدي ($Cr_{23}C_6$) غني بعنصر الكروم وهو أهم العناصر التي تضاف إلى الصلب لتحسين مقاومته للتآكل فإن تكونه حول حدود حبيبات الأوستينايت (Austenite) الطور الرئيسي في الصلب (AISI304) يؤدي إلى استنزاف المناطق المجاورة لها من عنصر الكروم بحيث إذا قلت نسبته عن 12.5 % تقريباً (نسبة وزنيه) يمكن أن ينتج عن ذلك تعرض هذه المناطق إلى التآكل الحبيبي (Intergranular corrosion). من ضمن الوسائل المقترحة لتجنب الصلب الأوستينيّتيّ 304SS الترسب الكريبيدي تعريضه للشغل على البارد (CW (Cold work) مثل الشد أو الدرفلة أو غيرهما قبل لحامه [2-4]. يتوقع أن يؤدي الشغل على البارد إلى تكوين عيوب بللورية (Crystalline defects) داخل البنية البللورية للصلب، هذه العيوب تعتبر مرتكزات مفضلة لتتوية الراسب الكريبيدي عليها الأمر الذي يقلل من فرصة تكون راسب كريبيدي حول حدود الحبيبات (Grain boundaries) وهو الأشد خطراً من ناحية التآكل.

من ناحية ثانية يعمل الشغل على البارد على تكون طور جديد في الصلب الأوستينيّتيّ 304SS يعرف بالمارتسايت (Martensite) والذي يحتوي على كمية عالية نسبياً من الكربون ولذا فإن وجود وفرة من هذا الطور قد يعمل على سحب كمية عالية من الكربون لتكوين راسب كريبيدي داخل خلايا المارتسايت بدلا من تكونه على حدود حبيبات الأوستونايت الغير مرغوب فيه [5] .

تقع منطقة HAZ بين المنطقة المنصهرة FZ بسبب حرارة اللحام ومنطقة المعدن

الأصلي BM ولذا فإن درجة حرارتها تختلف من جزء إلى آخر حسب قربه من المنطقة المنصهرة بحيث تكون درجة الحرارة أعلى ما يمكن في الجزء الملاصق لمنطقة FZ وأقل ما يمكن في الجزء المحاذاي لمنطقة BM. هذا الاختلاف في درجة الحرارة يتبعه اختلاف في معدلات التبريد ومن ثم الاختلاف في البنية المجهرية لكل جزء (Microstructure). عند لحام عينات معدنية سبق تعريضها لشغل على البارد فإن تأثير التشوه اللدن (Plastic) deformation في تقوية المعدن بما يعرف بالإصلاص الانفعالي (Strain hardening) يفقد تماماً في منطقة FZ باعتبار أن المعدن انصهر عند التسخين وتجمد عند التبريد. فيما يخص منطقة HAZ فإن التقوية تفقد جزئياً بفعل تعرض حبيبات هذه المنطقة إلى إعادة تبلورها (Recrystallization) وحتى إلى نموها (Grain growth) [6] وكأن الحبيبات في هذه المنطقة قد تعرضت إلى عملية تخمير حراري (Annealing) بطروف متفاوتة.

نظرياً يتوقع أن جزء المعدن القريب من المنطقة المنصهرة FZ تبقى أطول فترة زمنية ممكنة عند درجة حرارة أعلى بكثير من درجة حرارة إعادة التبلور ولذا يحتمل أن يسلك هذا الجزء نفس سلوك المنطقة المنصهرة FZ من حيث فقد خاصية التقوية ولذا تكون مقاومته (Strength) وصلادته (Hardness) أقل ما يمكن. على النقيض من ذلك يتعين أن يحوز الجزء الملاصق للمعدن الأصلي BM على أعلى صلادة باعتبار أن هذا الجزء يبقى أقصر فترة زمنية عند درجة حرارة أعلى بقليل من درجة حرارة إعادة التبلور. يتداخل مع التأثير المشار إليه أعلاه إمكانية أن تكون درجة حرارة جزء ما من المنطقة المتأثرة حرارياً HAZ مشجعة لتكوين راسب كربيدي والذي في حالة وجوده قد يساهم في زيادة الصلادة والمقاومة أخذاً في الاعتبار أن الكريبيدات بجميع أنواعها تقريبا تتصف بارتفاع مقاومتها وصلادتها.

عطفاً على ما ذكر فإن هذه الورقة تتناول قياس الصلادة المجهرية للحومات من الصلب الأوستينيتي 304SS المدرفلة بدءاً بالمنطقة المنصهرة ومروراً بالمنطقة HAZ وحتى منطقة المعدن الأصلي ومحاولة ربط التغير في قيم الصلادة المتحصل عليها بالمتغيرات المستخدمة في عملية اللحام (طاقة اللحام ونسبة الدرفلة) وذلك سعياً لإثبات ما تم عرضه في هذه المقدمة.

المواد وطرق البحث

استخدمت في هذه الدراسة عينات صغيرة (60 x 12 x سمك مم) من الصلب

الصلادة المجهريّة للمحومات مسبوقة الدرفلة من الصلب الأوستينيّتي صنف AISI304 ودلائها على حجم منطقة الراسب الكريبيدي

الأوستينيّتي نوع AISI304 المعالج حراريّاً ذي التركيب الكيميائيّ المبين بالجدول (1)
هذه العينات مقطوعة من صفائح تمّ تعريضها مسبقاً لعملية درفلة على البارد
CR (Cold rolling) بحيث تمّ تخفيض سمكها الأصلي 8 مم تدريجياً بنسب 10 %
و30 % و50 % بواسطة إمرارها طولياً بين درفتلين في اتجاه واحد فقط مئات المرات
حتى الحصول على نسبة الدرفلة المطلوبة.

جدول 1: التركيب الكيميائي للصلب 304SS المستخدم في هذه الدراسة

العنصر	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	Fe
النسبة الوزنية	0.058	2.068	18.718	0.501	8.982	0.392	الباقي

بعد الدرفلة خضعت صفائح الصلب إلى عملية اللحام بطريقة (Gas Tungsten Arc Welding) GTAW في وجود غاز حامل وبدون استخدام حشو سلكي (Filler wire) بما يعرف بـ (Atugeneous welding). بواسطة إمارة واحدة من آلة اللحام نوع Sweden (LUD 320) أمكن الحصول على درزة لحامية بوسط كل صفيحة. تمّ اللحام باستخدام ثلاث قيم للتيار الكهربائي وهي 150، 200، 250 أمبير والتي ينتج عنها طاقات حرارية لحامية قيمتها

10، 15، 23 كيلو جول لكل سم طولي على حسب الترتيب وفقاً للجدول (2). علماً بأن طاقة اللحام حسب افتراض أن كفاءة اللحام $\eta = 1$ في المعادلة الرياضية $Q = \eta EI$ حيث Q هي طاقة اللحام و E فرق الجهد بالفولت و I هو شدة التيار بالأمبير.

جدول 2: المتغيرات المستخدمة في عملية اللحام

A، شدة التيار	V، فرق الجهد	cm، طول العينة	S، الزمن	KJ/cm، طاقة اللحام
150	14	20	97	10.18
200	15.5	20	97	15.03
250	19	20	97	23.03

مبدئياً جهزت هذه العينات ميثالورجياً بواسطة عمليات التخليخ والصقل والتنعيم

المعتادة ومن تمّ التتميش الظاهري (Macroetching) بواسطة محلول حمض النيتريك (75 % ماء مقطر + 25 % حمض النيتريك) وذلك لأجل توضيح وتمييز حدود المناطق المختلفة (BM, HAZ, FZ). إلى ذلك تمّ تتميش العينات الملحومة تتميشاً إلكتروليتيكياً (Electrolytic etching) في محلول حمض الأوكساليك (10% oxalic acid) طبقاً للمواصفة الأمريكية رقم (ASTM A262 Practice A) وذلك لمعرفة حصول ترسب كربيدي من عدمه.

فيما يخص قياس الصلادة (Vickers hardness) فإنه وبعد ظهور المناطق BM, HAZ, FZ بشكل واضح في أغلب العينات بفعل التتميش بمحلول حمض النيتريك فإنه تمّ فصل هذه المناطق بعضها عن بعض باستخدام حزات خفيفة على حدودها موازية لدرزة اللحام وذلك قبل أن يتم مسح السطح المنمش وإعادة تلميعها دون تتميش لأن اللون الغامق الناتج من التتميش يتداخل مع لون الأثر (المعين) بما يصعب قياس قطري المعين وبالتالي عدم الحصول على قراءات دقيقة للصلادة حتى باستخدام أوزان صغيرة.

أخذت قياسات الصلادة (HV_{500g}) عبر ثلاث مسارات (profiles) موازية لبعضها البعض وعمودية على خط اللحام بفواصل 3 مم تقريباً بين المسار والمسار و 0.5 مم بين كل قراءة وقراءة في كل مسار ولذلك فإن النتائج المرصودة هي في الواقع متوسط ثلاث قراءات (قراءة واحدة لكل مسار). استناداً على الحزات الموجودة بكل عينة أمكن تمييز ست قراءات تقريباً في المنطقة المنصهرة FZ وست قراءات (أو أكثر) في المعدن الأصلي BM وبينهما مجموعة من القراءات في منطقة HAZ.

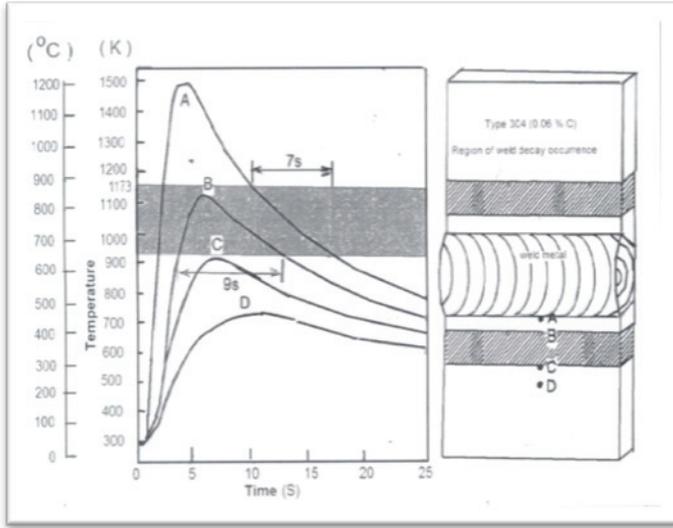
النتائج والمناقشة

من المعلوم نظرياً أن رفع درجة حرارة معدن ما يعمل على تليينه وإضعافه وبالتالي فإن صلادة المعدن الأصلي يفترض أن تكون هي الأعلى ويتوقع أن تقل الصلادة كلما ابتعدنا عن المعدن الأصلي لتسجل أقل قيمة لها عند مصهور المعدن. وعند تناول المسار أعلاه بشكل عكسي أي من جزء مصهور المعدن إلى جزء المعدن الأصلي عبر منطقة HAZ أي بمعنى تتبع ارتفاع الصلادة بدلاً من انخفاضها فإنه يمكن ملاحظة الآتي:

● لا يتوقع تغييراً ملحوظاً في صلادة مصهور اللحام لجميع العينات ذلك لأن الصلب في هذه المنطقة تعرض للانصهار بفعل حرارة اللحام ومن تمّ تجمد عند التبريد الأمر الذي يلغي أي تأثير للشغل على البارد على صلادة المعدن مهما كانت نسبة الدرفلة % CR.

الصلادة المجهريّة للمحومات مسبوقة الدرفلة من الصلب الأوستينيّتي صنف AISI304 ودلائنها على حجم منطقة الراسب الكريبيدي

● تعتبر درجة حرارة المعدن المجاورة مباشرة لمصهور اللحام كأقرب ما يكون لدرجة حرارة الانصهار مما يجعل تأثير الشغل على البارد على صلادة هذا الجزء تأثيراً ضعيفاً. من ناحية ثانية فإن وقت بقاء هذا الجزء في المجال الحراري الحرج المشجع لتكوين راسب كريبيدي يعتبر قصير جداً بما لايسمح بتكوين راسب كريبيدي يمكن أن يساهم في رفع صلادته كما هو مبين في الشكل (1) ولذا يحتمل أن تكون صلادة هذا الجزء متماثلة مع صلادة المصهور نفسه وإن لم يحدث فيه انصهار.



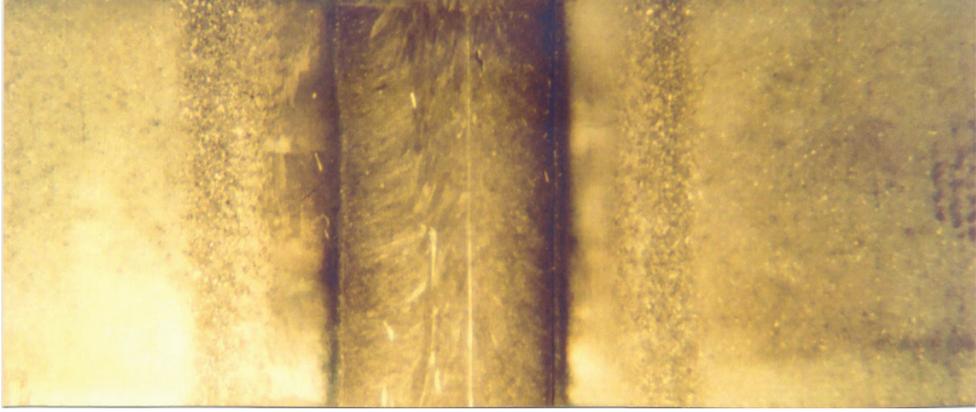
شكل 1: مواضع حدوث الراسب الكريبيدي في منطقة HAZ

للصلب 304SS والدورة الحرارية لكل موضع [1]

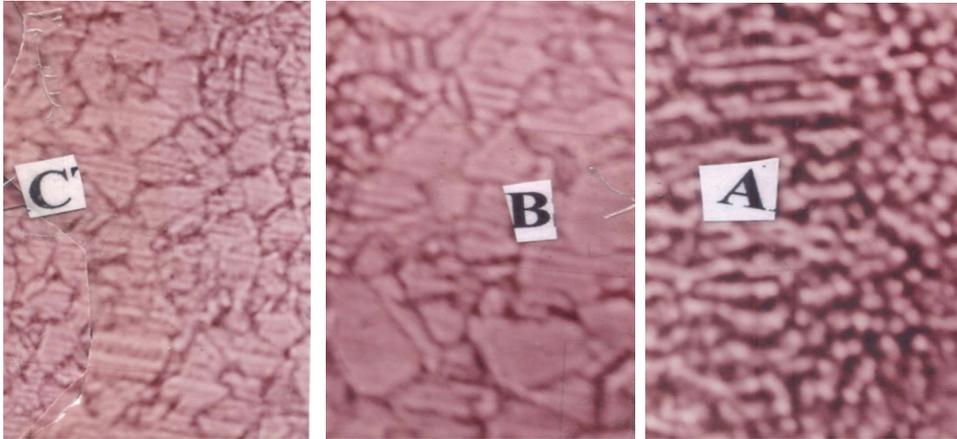
● بعد مليمترات قليلة من الشريط المجاور لمصهور المعدن (الحزمة BC في الشكل رقم 1) فإن درجة الحرارة ليست بالقدر الكافي للتغلب نهائياً على تأثير الدرفلة في رفع صلادة المعدن. إلى ذلك فإن وقت بقاء هذا الجزء في المجال الحراري الحرج (650-900م° تقريباً) قد يكون كافياً لحصول الترسيب الكريبيدي وهذا وذاك من شأنهما أن يؤديا إلى زيادة مضطربة في صلادة هذا الجزء من HAZ. في هذا السياق فقد أظهرت غالبية العينات ما كان متوقعاً حدوثه طبقاً للشكل (1) وإن أظهر بعض منها تداخلاً ما بين مناطقها.

يمثل الشكل (2) نموذجاً لصورة سطح اللحام لمعظم العينات. ويدعم الشكل (3) وجود المناطق (BM, HAZ, FZ) ويتميز التركيب المجهرى لمصهور اللحام بنمطه

الشجيري (Dendritic shape) يلي مصهور اللحام طوق في منطقة HAZ يتصف بكبر حجم حبيبات الآستونايت فيه نتيجة للنمو الحبيبي (Grain growth) حيث إن درجة الحرارة مرتفعة بالقدر الذي يحد من تبلور حبيبات جديدة (Recrystallization) حين التبريد. كذلك يحتوي الشكل (3) على الجزء الذي تستطيع الحبيبات أن تعيد تنظيم نفسها في أحجام صغيرة (إعادة التبلور).



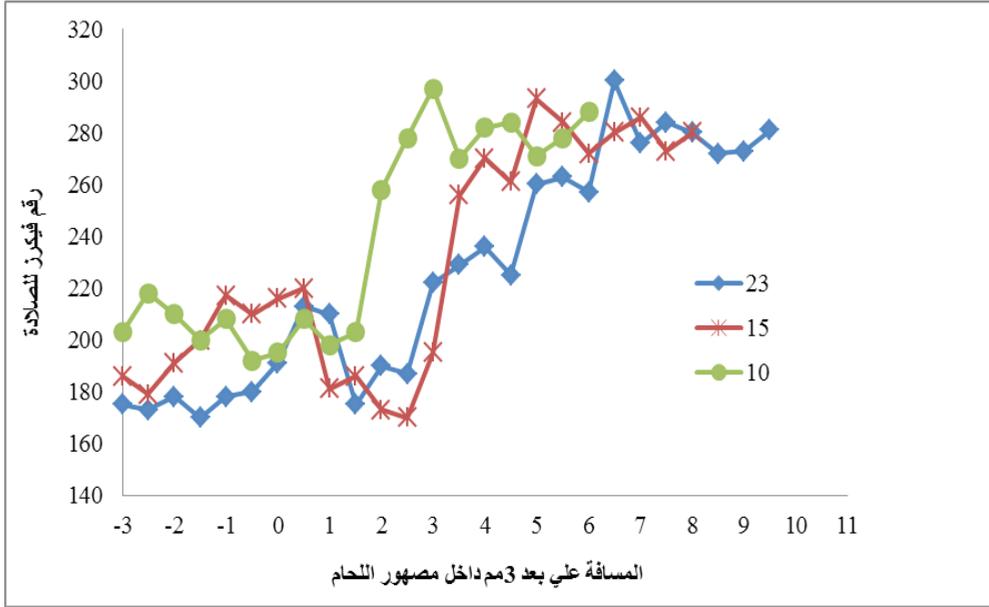
شكل 2: التركيب الظاهري لسطح ملحومة الصلب 304SS بعد تنميشها بمحلول حمض النيتريك.



شكل 3: البنية المجهرية لكل من (A) مصهور اللحام،

(B) النمو الحبيبي، (C) إعادة التبلور

بالرجوع إلى الأشكال (4)، (5)، (6) والتي ترسم العلاقة بين صلادة فيكرز والمسافة العرضية عبر المناطق BM, HAZ, FZ يمكن دعم الاستنتاج المذكور أعلاه من حيث:



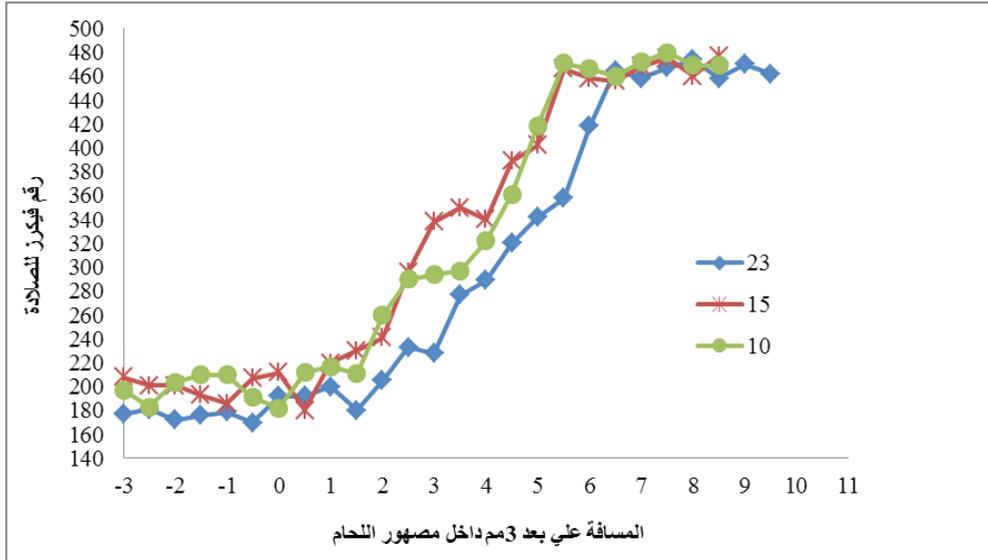
شكل 4: الصلادة المجهريّة عبر المواضع: مصهور اللحم، المنطقة المتأثرة

حرارياً، المعدن الأصلي للعينة المدرفلة بنسبة 10 % عند مختلف طاقات اللحام.



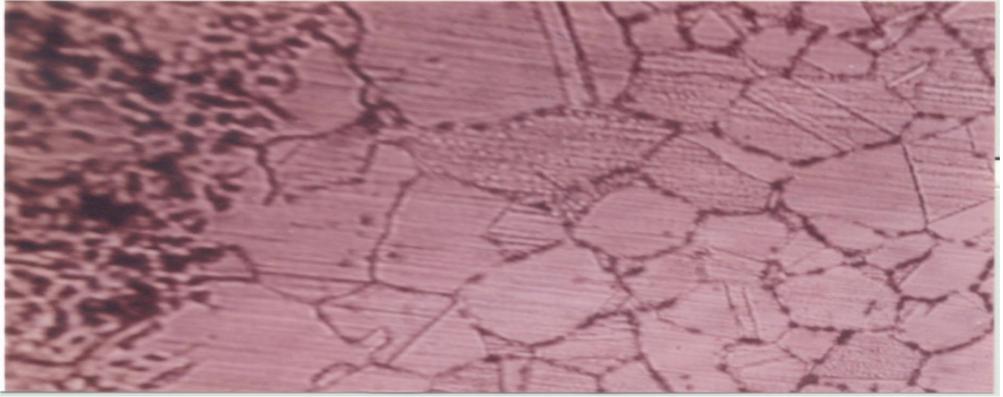
شكل 5: الصلادة المجهريّة عبر المواضع: مصهور اللحم، المنطقة المتأثرة

حرارياً، المعدن الأصلي للعينة المدرفلة بنسبة 30 % عند مختلف طاقات اللحام.



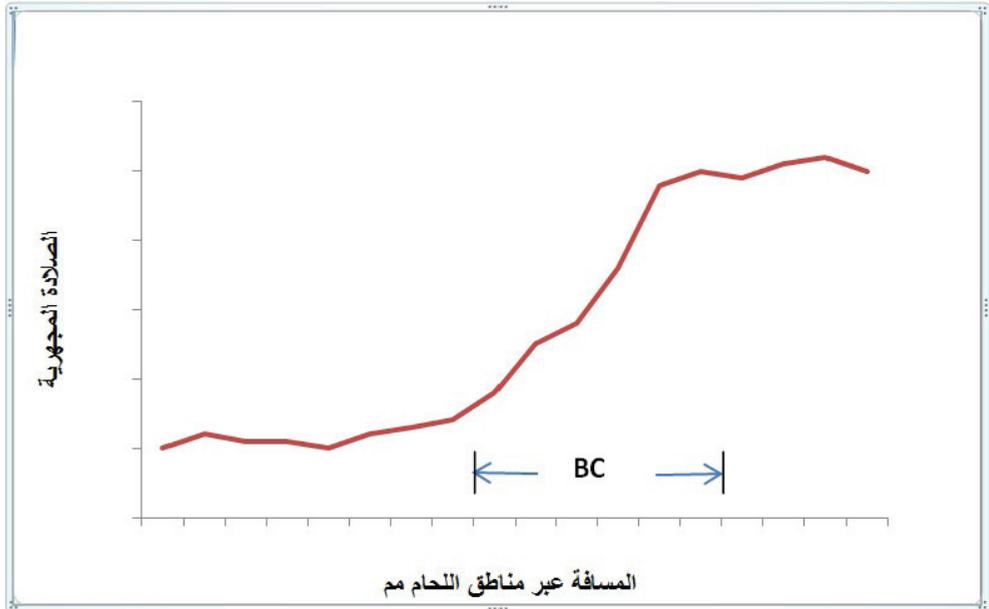
شكل 6: الصلادة المجهرية عبر المواضع: مصهور اللحام، المنطقة المتأثرة

- حارياً، المعدن الأصلي للعينة المدرفلة بنسبة 50 % عند مختلف طاقات اللحام.
- ا - ظلت صلادة مصهور اللحام شبه ثابتة ($20 \pm HV 200$ تقريباً) لجميع نسب الدرفلة بغض النظر عن كمية طاقة اللحام المنتقلة إليه.
- ب - أظهرت غالبية المنحنيات زيادة خفيفة تدريجية في صلابتها وذلك في مدى لا يتجاوز 1 مم تقريباً من حد مصهور اللحام (Fusion line) النقطة 0 في الأشكال 4،5،6 وقد يعزى ذلك إلى حصول عملية إعادة التبلور في جزء من منطقة النمو الحبيبي المحادية لمصهور اللحام كما هو موضح بالشكل (3) ولا ترتبط هذه الزيادة قطعياً بالترسب الكريبيدي لانعدام فرصة حدوثه في هذه المنطقة كما سبق ذكره.
- ج - بتتبع غالبية المنحنيات يمكن رصد ارتفاعاً مفاجئاً في الصلادة بمعدلات متقاربة ويدل هذا الارتفاع المفرط في الصلادة على حصول الترسب الكريبيدي على حدود الحبيبات في هذا الجزء من منطقة HAZ ويؤكد ذلك التركيب المجهرى لهذا الشريط (شكل 7) والذي يظهر أيضاً بعضاً من حزم الانزلاق (Slip bands) وحد التوأمة (Mechanical twins) بما يدل على بقايا (ولو جزئياً) لأثر CW في هذا الجزء من HAZ وبالتالي مساهمته في الزيادة الملحوظة في الصلادة.

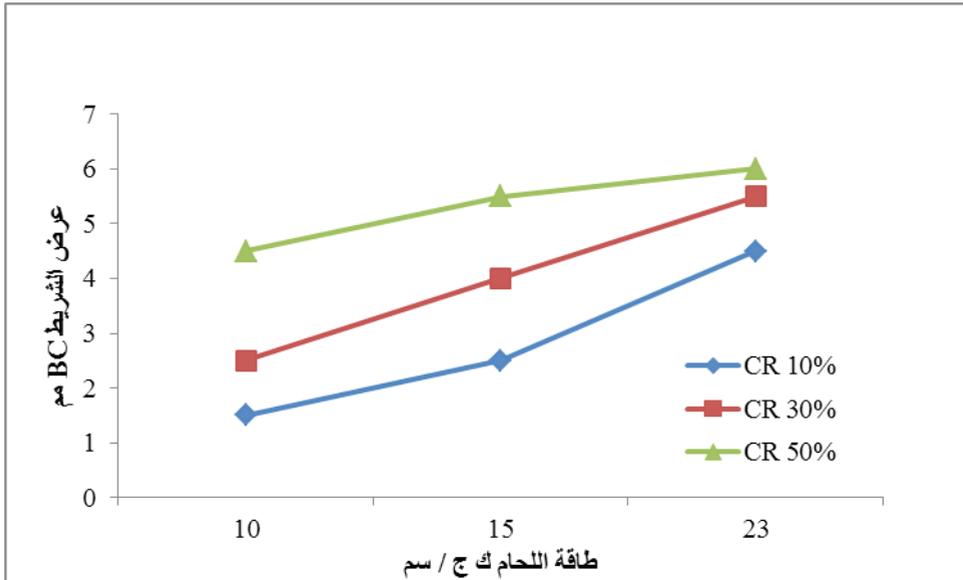


شكل 7: الترسيب الكريبي حول حدود الحبيبات في منطقة HAZ

تأسيساً على ما سبق ذكره يمكن اختزال شكل مجموعة المنحنيات المتحصل عليها إلى صورة مبسطة كالموضحة في الشكل (8) وبتتبع عرض الشريط BC في الأشكال (4)، (5)، (6) والتي ترتفع فيه الصلادة ارتفاعاً مفاجئاً في جميع المنحنيات يمكن رسم العلاقة بين اتساع الشريط BC وطاقت اللحام لكل نسبة درفلة (الشكل 9).



شكل 8 : تمثيل نمطي لشكل العلاقة بين المسافة عبر اللحام والصلادة المجهرية



شكل 9: العلاقة بين عرض الجزء BC وطاقات اللحام عند مختلف نسب الدرقلية

من الشكل (9) يمكن رصد الملاحظات الآتية:

- بزيادة طاقة اللحام يزداد اتساع الشريط BC لجميع نسب الدرقلية وذلك لأن طاقة اللحام تعتبر العامل الرئيسي المتسبب في ظاهرة الترسيب الكربيدي (Carbide precipitation) في الصلب الأوستينيتي 304SS بالرجوع إلى الشكل (1) فإنه يمكن ملاحظة أنه بزيادة طاقة اللحام تزداد درجة الحرارة القصوى (Peak temperature) التي تصل إليها مادة المعدن وعند التبريد فإن الجزء الملاصق لأصل المعدن (الجزء BC) في منطقة HAZ يبقى فترة أطول في المجال الحراري الحرج لحدوث الترسيب الكربيدي وهذا بدوره يؤدي إلى توسعة في شريط BC.

- يمكن تأكيد التأثير أعلاه لطاقة اللحام بشكل أوضح في العينات المدرقلة بنسبة 10 % CR حيث إنه وبمعاينة التركيب المجهرى لهذه العينات لم يثبت وجود أثر لعملية الدرقلية في الجزء BC بعد عملية اللحام حتى بأقل طاقة لحام لأن هذه النسبة ليست عالية بما فيه الكفاية لإحداث تشوه معتبر في بنية المعدن وكذلك الحال بالنسبة لضالة كمية طور المارتنسايت المتولد عن هذه النسبة [7,8]

بما يعني استبعاد أي تأثير للدرقلية على حجم الجزء BC وأن المتغير الرئيس هو طاقة اللحام ولذلك يوضح المنحنى الخاص بهذه النسبة في الشكل (9) أن مقدار الزيادة في

اتساع الشريط BC قد تضاعف عند رفع طاقة اللحام من 15 إلى 23 عنه عند رفعها من 10 إلى 15 كيلو جول لكل سنتيمتر.

● لعل نفس التأثير لطاقة اللحام على عرض الجزء BC يمكن ملاحظته بالنسبة للعينتين المدرفلتين بنسبة 30 % و 50 % . مع الإشارة إلى ثبات قيمة الزيادة في عرض الشريط BC (1.5م تقريبا) عند رفع طاقة اللحام من 10 إلى 15 ثم إلى 23 في العينة المدرفلة بنسبة 30 % . وكذلك ملاحظة الزيادة البسيطة نسبياً (1,0.5 مم) بزيادة طاقة اللحام من 10 إلى 15 ثم إلى 23 بالترتيب في العينة ذات 50 % نسبة درفلة.

● قد يعزى عدم الزيادة المفترضة في اتساع طبقة BC بزيادة طاقة اللحام من 10 إلى 15 ثم إلى 23 ك ج / سم في العينتين المدرفلتين بنسبة 30 % و 50 % كالتالي تمّ رصدها في العينة المدرفلة بنسبة 10 % إلى بداية ظهور التأثير الفعلي للشغل على البارد على الترسيب الكريبيدي لهذا النوع من الصلب وبالتالي على حجم الشريط BC بحيث في هذه الحالة يتعين مناقشة تأثير كل من CW وطاقة اللحام على عرض الجزء BC كلٌّ لا يتجزأ عن الآخر. ففي الوقت الذي ينظر فيه إلى طاقة اللحام كونها عاملاً مشجعاً لحدوث ظاهرة الراسب الكريبيدي وبالتالي زيادة في الصلادة يجب عدم التغافل عن التأثير العكسي لزيادة طاقة اللحام على إنقاص الصلادة من حيث كونها تعمل على إزالة التشوهات الناتجة عن الدرفلة والمتسببة في رفع الصلادة.

● استناداً على أن غالبية الأبحاث السابقة مثل [9 -11] تؤكد على زيادة تعرض الصلب الأوستينيّتي إلى خطر الراسب الكريبيدي بزيادة طاقة اللحام إلا أنه يوجد اختلاف بالنسبة لتأثير الشغل على البارد على الترسيب الكريبيدي وإن كانت الكفة تميل في اتجاه الزيادة مثل [14]-[12] وبالرجوع إلى الشكل (9) فإنه لا يظهر التأثير الضار المزدوج لكل من طاقة اللحام و CW على الترسيب الكريبيدي وبالتالي على اتساع الطوق BC لأن الزيادة في اتساع الجزء BC وإن كانت موجودة إلا أنها ليست مضطربة ولا تتناسب مع الزيادة في كل من طاقة اللحام ونسبة الدرفلة ويتضح ذلك جلياً في الزيادة البسيطة في عرض الجزء BC بالنسبة للعينتين المدرفلتين بنسبة 50 % . ويؤكد هذا أيضاً تساوي عرض الجزء BC في أكثر من موضع باختلاف قيم طاقة اللحام أو قيم نسب الدرفلة.

● بتخيل استمرار تقارب المنحنيات من بعضها البعض (Extrapolation) بزيادة طاقة اللحام فإنه يتوقع أننا قد نصل إلى نقطة يتساوى فيها اتساع الشريط BC لنسب

الدرفلة الثلاث عند طاقة لحام معينة وربما ينطبق هذا أيضاً على نسب الدرفلة الواقعة بين 10 % و 50 % .

● بالتركيز على المنحنى الخاص بالعينة المدرفلة بنسبة 50 % فإنه يتضح أنه بزيادة طاقة اللحام إلى 23 ك ج / سم فإن الزيادة في عرض الشريط BC لا تتعدى 1.5 مم . وقد يفسر ذلك بتلاشي تأثير العاملين (طاقة اللحام ، CW) كل منهما على الآخر بحيث التأثير الإيجابي لطاقة اللحام على عرض الجزء BC يفيبه التأثير السلبي للشغل على البارد على نفس الجزء أو العكس. وإذا أخذت هذه العينة كمثال على تداخل التأثيرين معاً فإنه يمكن تناول بعض الخواص البنيوية التي تتأثر مباشرة بطاقة اللحام والشغل على البارد ومن تمّ تؤثر في اتساع شريط الراسب الكريبيدي على النحو المعروض بالجدول (3).

جدول 3: بعض الخواص البنيوية المتأثرة بطاقة اللحام والشغل على البارد والمؤثرة في اتساع

شريط الراسب الكريبيدي (BC).

الخاصية	CW زيادة نسبة	نوع التأثير	زيادة طاقة اللحام	نوع التأثير
الحجم الحبيبي	تصغير	إيجابي	تكبير	سلبي
Cr،C انتشار	عرقلة الانتشار	سلبي	تشجيع الانتشار	إيجابي
التشوهات البنيوية	مصدر رئيس لها	إيجابي	إزاله جزئيه أو كلية	سلبي
طور المترسبات	سبب تكونها في 304SS	إيجابي	إحتمال تحللها لها عند الحرارة العالية	سلبي
الوقت المستغرق عند المدى الحراري الحرج لحدوث الترسيب الكريبيدي	لا تأثير		زيادة فرص تكون راسب كريبيدي	إيجابي

● من هذا الجدول يتبين مدى تداخل تأثير المتغيرين CW وطاقة اللحام على حجم الجزء BC وبالتالي تعذر تناول أحد المتغيرين بمعزل عن الآخر . بناء على ذلك فإنه ليس بالغريب أن نجد قيمةً متساويةً لعرض الشريط BC عند مختلف طاقات اللحام ونسب الدرفلة مثل 50 % \ 15 مع 30 % \ 23 وكلا منهما = 5.5 مم تقريباً .

● بقيت الإشارة إلى أن قراءات الصلادة المقاسة للعينات المدرفلة في منطقة المعدن

الصلادة المجهريّة للمحومات مسبوقة الدرفلة من الصلب الأوستينيّتيّ صنف AISI304 ودلائها على حجم منطقة الراسب الكريبيدي

الأصلي BM تؤكّد مبدأ زيادة الصلادة بزيادة الشغل على البارد ويعتبر هذا المبدأ متعارف عليه كأحد آليات التقوية (Strengthening mechanisms) وخاصةً في المعادن التي تتميز بمعدل إصلااد انفعالي عالٍ مثل الصلب الأوستينيّتيّ 304SS محل هذا البحث والتي يتعذر تقويتها بعمليات المعالجة الحرارية المعتادة.

الاستنتاجات

من هذه الدراسة يمكن استنباط الاستنتاجات الآتية:

- 1 - تعرض كل العينات المختبرة من الصلب الأوستينيّتيّ نوع AISI304 إلى ظاهرة الراسب الكريبيدي بغض النظر عن نسبة الدرفلة وطاقة اللحام.
- 2 - تؤكّد قراءات الصلادة أن جزء المعدن الأصلي BM يحرز أعلى قيمة وأن مصهور المعدن FZ يحوز أقل قيمة بينما تتدرج قيم الصلادة صعوداً من منطقة FZ في اتجاه المعدن الأصلي BM عبر منطقة HAZ بحيث تسجل أعلى معدل تصاعدي لها عند الجزء الذي يعاني فيه المعدن من الراسب الكريبيدي (BC).
- 3 - يعتمد عرض الطوق الذي ترتفع فيه الصلادة ارتفاعاً مفاجئاً على طاقة اللحام وكمية الشغل على البارد المستحدثة في الصلب الأوستينيّتيّ قبل اللحام وخصوصاً النسب العالية منه بحيث يزداد اتساع هذا الطوق بزيادة كل من طاقة اللحام ونسبة CW مع الإشارة إلى أن هذه الزيادة ليست بوتيرة تصاعديّة بما قد يعني تداخل التأثيرين بعضهما مع بعض بحيث يحد تأثير أحدهما من تأثير الآخر.

المراجع

1. Nishimoto, K and Ogawa, K, Welding International, 13, (1999), p. 845.
2. Tedmon, J.R , Vermilyea, D.A , and Broecker , D.E . Corrosion, 47, (1971) , p.104.
3. Parvathavarthini, N. , Dayal, R.K, Seshadri, S.K , and Gnanmoorthy, J.B, Br. Corr.J, 26, (1991), p.67.
4. Garcia, C, Martin, F, Tiedra, P, De , Heredero, J.A , and Aparicio, M.L, Corrosion, 56, (2000) , p . 243.
5. Briant , C.L , and Rittr , A.M , Scripta Metall , 13, (1979), p.177.
6. Kou, S, Welding Metallurgy, John Wiley & Sons, Inc., (1987) , p.268.
7. I .Peguet , P. Malki , B.Baroux . Corrosion Science, 49 , (2007) (P.1933

8. Ravi Kumar, B, Singh,A.K, Samar Daz , Bhattacharya, D.K , Materials Scien& Engineering A 364 ()2004(, p.132.
- 9 . Shaikh, H, in Corrosion of Austenitic Stainless Steels: Mechanism, Mitigation and Monitoring, Edited by Khatak, H.S. and Baldev Raj, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England)2002(, p.177.
10. Ikawa, H, Nakao, Y, and Nishimoto, K, Technology Report of the Osaka University, Osaka, Japan, 2a No .)1648(, p. 149
11. Tsai ,N.S and Eagar, T. W, Materials for Energy Systems, American Society for Metals, 6, No. 1,)1984(, p.33.
- 12 . Raghuvir, B Singh, Ravikumar, A ,DEY Kumar. P.K, and Chattoraj .I ,Metall.Mat.Trans.34A,(2002), P. 2441.
13. Briant, C.L , Met. Trans, A 11A,)1980(p, 2009.
14. Ramrez., L.M , Almanza. E and Murr,L.E, Materials Characterization, 53,2004() ,p.79 .