

Influence of heat treatments of the steel on fatigue crack propagation

Dr. Suleiman AL¹

(Received 11 / 7 / 2017. Accepted 25 / 9 / 2017)

□ ABSTRACT □

This article aims to calculate the number of loading cycles required to fatigue crack propagation and to study the influence of heat treatment (carburizing, nitriding and Case-hardening) on the fatigue crack propagation period. For this propose and using Matlab, the period of crack propagation has modeled using the stress intensity factors and the diameter of plastic deformation zone generated at crack tip depending on Paris law. The obtained results show the positive role of residuals stresses resulted from heat treatment in reduce the long of crack and in increase the life period of bodies subjected to the contact fatigue.

Keywords: Crack propagation –Fatigue – stress intensity factors – heat treatments -plastic deformation

¹ Assistant professor - Department of Design and Production Engineering – Faculty of Mechanical and Electrical Engineering – Tichreen University – Syria.

تأثير المعالجات الحرارية للفولاذ على انتشار شقوق التعب

د. سليمان علي¹

(تاريخ الإيداع 11 / 7 / 2017. قُبِلَ للنشر في 25 / 9 / 2017)

□ ملخص □

يهدف هذا البحث إلى حساب عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار شقوق التعب بين سطوح الأجسام المتماسة، ودراسة تأثير نوع المعالجة الحرارية (كربنة ، نترجة وتقسية سطحية) على زمن انتشار الشقوق. لأجل هذا الغرض وباستخدام لغة الماتلاب تم نمذجة زمن انتشار الشقوق بالاعتماد على قيمة عوامل كثافة الإجهادات وقطر منطقة التشوه اللدن (البلاستيكي) المتكونة في قمة الشق وذلك باستخدام قانون باريس لحساب عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار شقوق التعب. تشير النتائج الحاصلة إلى الدور الايجابي الذي تلعبه الإجهادات المتبقية والناجمة عن المعالجات الحرارية من حيث زيادة عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار شق التعب من جهة، وإنقاص طول الشق المتكون نتيجة للتعب من جهة أخرى.

الكلمات المفتاحية: انتشار الشق - التعب - عوامل كثافة الإجهادات - معالجات حرارية- تشوه لدن.

¹مدرس - قسم هندسة التصميم والإنتاج - كلية الهندية الميكانيكية والكهربائية - جامعة تشرين - سورية.

مقدمة:

تتعرض سطوح الأجسام المتماسة فيما بينها، والتي تملك حركة نسبية بين سطوحها (انزلاقية أو دورانية أو كليهما معاً) كالمسندات والرولمانات، على سبيل المثال، إلى ظهور مجموعة كبيرة من العيوب والأضرار (التعب (fatigue)، الاهتراء (wear)، التتقر (pitting) ... الخ) التي تؤثر على أدائها ومردودها من جهة، وعلى فترة عملها من جهة أخرى. حيث يعتبر التعب من أكثر المشاكل ظهوراً والذي يترافق بفقدان جزء من المعدن ويرتبط حدوثه بمجموعة كبيرة من العوامل الوظيفية (الحمل الزائد، ظهور الإجهادات المماسية...) والعوامل التكنولوجية (درجة إنهاء السطوح، الخشونة...)، كما يعتبر انهيار التعب عموماً المشكلة الرئيسية التي تؤثر على عناصر الآلات الخاضعة لحمولات ديناميكية، حيث أن 90% من حالات الانهيار في العناصر الميكانيكية تنتج عن التعب [1-2]. بشكل عام، يقسم زمن الانهيار بالتعب إلى ثلاث فترات أساسية: فترة نشوء الشق الأولي (fatigue crack initiation) على السطح أو ضمن طبقات المادة تبعاً لشروط التماس بين الأجسام، فترة انتشار الشق (fatigue crack propagation) نتيجة لتكرار الحمل المؤثر وفترة الانهيار (failure)، [3-6]. بالمقابل تعتبر فترة انتشار شقوق التعب من أهم مراحل حدوث الضرر بالتعب، لأن الشق الابتدائي المتكون سينتشر بسرعة تحت تأثير تكرار الحمل المؤثر وبالنتيجة نقصان في فترة عمل الأجسام، [5-6].

أهمية البحث وأهدافه:

لقد تم تطوير برنامج حاسوبي باستخدام لغة الماتلاب (Matlab) لنمذجة فترة انتشار شقوق التعب من طولها الابتدائي حتى الطول الحرج وذلك بالاعتماد على قانون باريس (Paris's law) لانتشار الشقوق مع الأخذ بعين الاعتبار تأثير الإجهادات المتبقية والناجمة عن المعالجات الحرارية لسطوح الأجسام المتماسة في ثلاث حالات: الكربنة (carburizing)، التقسية السطحية (Case hardening) والنترجة (nitriding). إن مقدار تزايد طول الشق خلال فترة الانتشار سيحسب بالاعتماد على نصف قطر منطقة التشوه اللدن المتكونة في قمة الشق. بهذه الطريقة يمكن معرفة تأثير المعالجة الحرارية لانتشار شقوق التعب وتحديد فترة العمل الكلية لهذه الأجسام، كما يمكننا اختيار نوع المعالجة الحرارية الأفضل والواجب استخدامها لسطوح الأجسام التي تملك حركة نسبية بين سطوحها بهدف زيادة فترة عملها.

طرائق البحث ومواده:

تحديد شروط التماس :

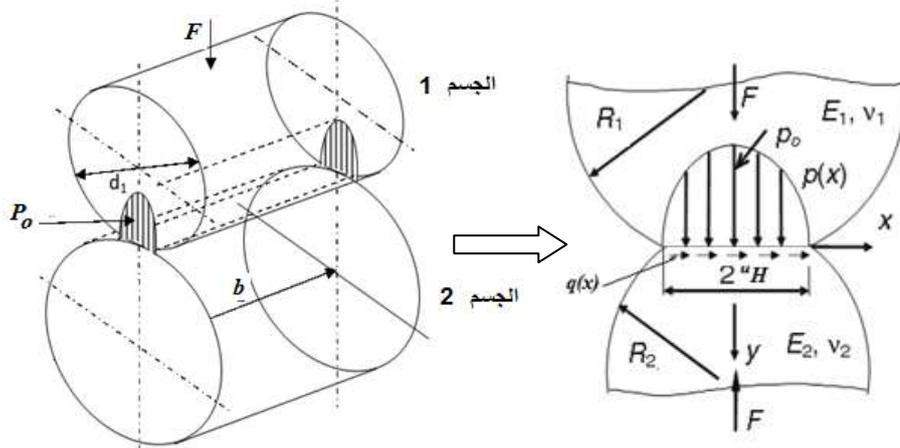
يتم تحديد وحساب شروط التماس بين الأجسام المتماسة (حساب الحمل، الضغط، الإجهادات المتكونة في نقاط التماس) والتي تملك حركة نسبية فيما بينها (انزلاقية أو دورانية أو كليهما معاً) بالاعتماد على نظرية هرتز حيث ينشأ في نقاط التماس ضغط ناظمي يدعى بضغط هرتز $p(x)$ ، [7]. حيث يحسب توزع هذا الضغط وفق مايلي، الشكل (1):

$$P(x) = \frac{2F}{\pi a_H} \sqrt{a_H^2 - x^2}$$

حيث F هي القوة المؤثرة بوحدة العرض b . a_H : نصف طول منطقة التماس

إن قيمة الضغط الناظمي الأعظمي $P_0 = P(x = 0)$ المتكون في نقاط التماس بين السطوح المتماسية يمكن تحديده وفق ما يلي :

$$P_0 = \sqrt{\frac{F.R^*}{2\pi.E^*}}$$



الشكل (1): مخطط يوضح كيفية نمذجة شروط التماس بين سطوح الأجسام المتماسية

إن نصف قطر التماس يعطى وفق العلاقة التالية:

$$a_H = \sqrt{\frac{8.F.R^*}{\pi.E^*}}$$

R^*, E^* : معامل يونغ المكافئ (موديل المرونة) و نصف القطر المكافئ على الترتيب ويعطيان بالعلاقات

التالية:

$$R^* = \frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2}; \quad E^* = \frac{2E_1 E_2}{E_1(1-\nu_2^2) + E_2(1-\nu_1^2)}$$

ν, R, E : معامل يونغ، نصف قطر التقوس ونسبة بواسون على الترتيب حيث يشير الرقم 1 للجسم الأول

والرقم 2 للجسم الثاني.

عندما يتواجد الاحتكاك بين السطوح المتماسية ينشأ ضغط يدعى بالضغط المماسي $q(x)$ والذي يتعلق بقيمة الضغط الناظمي ومعامل الاحتكاك (μ) والذي يحسب بالاعتماد على علاقة كولومب وفق ما يلي :

$$q(x) = \mu . P(x).$$

بعد حساب قيم وتوزع الضغط الناظمي والمماسي في نقاط التماس فإن حقل الإجهادات الكلية يتمثل بمجموع الإجهادات الناشئة عن الحمل الناظمي $\sigma_{i,j}^n(x,y)$ والإجهادات الناشئة عن الحمل المماسي $\sigma_{i,j}^t(x,y)$. هذه الإجهادات الناظمية والمماسية تكون محسوبة ضمن شروط التشوهات المستوية [7]. من جهة أخرى، فإن غالبية الأجسام وخصوصاً المستخدمة في جمل نقل الحركة (المحاور - المسننات - الرولمانات-أعمدة ومحاور) تكون غالباً معالجة حرارياً لخلق بنية قاسية على السطح وبنية طرية متينة في اللب بهدف زيادة القدرة المنقولة، نتيجة المعالجات الحرارية تتولد في البنية إجهادات داخلية متبقية ناتجة عن التحولات الطورية و كذلك عن التشوهات غير المنتظمة بسبب التسخين والتبريد غير المتجانس. فبسبب التغيرات الطورية من فريت وبرليت إلى أوستنيت بالتسخين ومن ثم إلى مارتنيسيت بالتبريد يزداد الحجم ، ففي حال وجود إعاقة لهذه الزيادة بسبب البنية أو الأطوار الأخرى المحيطة تنشأ إجهادات ضغط داخلية متبقية compressive residual stresses. تؤثر هذه الإجهادات حسب طبيعتها وقيمتها

وتوزعها على خواص المعدن ومنها خواص التعب. إذن بسبب المعالجات الحرارية تنشأ في طبقات المادة إجهادات متبقية سالبة، حيث تلعب هذه الإجهادات دوراً مهماً في زيادة مقاومة السطوح للتعب. لأجل هذا الغرض فإن توزع الإجهادات المتبقية $\sigma_{i,j}^r(x, y)$ ضمن طبقات المادة سيؤخذ بعين الاعتبار. وبالتالي يصبح حقل الإجهاد الكلي في كل نقطة تماس معطى بالعلاقة التالية:

$$\sigma_{i,j}(x, y) = \sigma_{i,j}^n(x, y) + \sigma_{i,j}^t(x, y) + \sigma_{i,j}^r(x, y) \quad \forall i, j \in x, y, z$$

يوجد العديد من العلاقات التجريبية في المراجع العلمية لحساب توزع الإجهادات، تبعاً لتغير القساوة ضمن طبقات المادة، والتي تتعلق بنوع المعالجات الحرارية لسطوح الأجسام (القطع) (تقسية سطحية) (Case hardening) - نترجة (nitriding)، كرينة (carburizing)). في بحثنا هذا سنستخدم العلاقات التجريبية، المقدمة من العالم Lang [8]، لوصف توزع الإجهادات المتبقية في الحالات الثلاث المذكورة. وفقاً لهذه العلاقات فإن توزع الإجهادات المتبقية، تبعاً لعمق التقسية تحت سطح أسنان المسننات، يتعلّق بقيم قساوة فيكرز (Vickers) في السطح HV_s والقلب HV_c وقيم العمق الفعال.

نمذجة فترة انتشار الشقوق:

ينشأ الشق الأولي للمادة في المنطقة الموافقة لتوضع قيم إجهادات القص الأعظمية، [9]. حيث من الممكن أن ينشأ هذا الشق على سطح الجسم أو ضمن طبقات المادة وذلك تبعاً لنوعية السطوح وقيم الاحتكاك والخشونة حيث تشير الدراسات المرجعية إلى أن القيم المرتفعة للاحتكاك وشروط التماس الخشن تجعل قيم إجهادات القص الأعظمية تتوضع على مقربة من السطح وبالتالي فإن الشق الابتدائي ينشأ على مقربة من السطح. في المقابل، عندما تكون درجة إنهاء السطوح جيدة وسماكة التزييت كبيرة بين السطوح المتماسة (قيم احتكاك منخفضة) فإن إجهادات القص تتوضع ضمن طبقات المادة (تحت سطوح التماس) حيث ينشأ الشق الابتدائي في هذه المنطقة. إن طول الشق الابتدائي a_0 المتكون بحسب بالاعتماد على قطر الحبيبات D ويعطى بالعلاقة التالية، [9]:

$$a_0 = \frac{D}{2}$$

بالاعتماد على ماسبق، فإن هذا الشق المتكون سينتشر ضمن طبقات المادة حتى الوصول للطول الحرج - الذي يعتمد على خصائص المادة المدروسة ويتم حسابه بالاعتماد على عامل متانة الانكسار (fracture toughness) - حيث يحصل الانهيار بالتعب الذي يترافق بفقدان (خسارة) جزء من معدن الأجسام المتماسة وذلك بسبب التقاء الشقوق مع بعضها حيث يمكن نتيجة لذلك فصل جزء من سطح المعدن.

إن عدد دورات انتشار شقوق التعب N ضمن المادة تحسب بالاعتماد على مجال كثافة الإجهادات ΔK ، وفق

قانون باريس [10]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \Rightarrow N = \int_{a_0}^a C(\Delta K)^n \cdot da = \int_{a_0}^a C(Y\Delta\tau\sqrt{\pi a})^n \cdot da$$

a : طول الشق والذي يحسب من خلال طول الشق الابتدائي المتكون a_0 والموافق لنقطة ظهور إجهادات

القص الأعظمية ومجموع تزايدات طول الكسر خلال انتشاره:

$$a = a_0 + \sum \Delta a$$

Δa : تزايد طول الشق والذي يحسب من خلال علاقة أرون، [11-12]:

$$\Delta a = 0.1 \cdot r = \frac{0.1}{6\pi} \left(\frac{k_{max}}{\sigma_z} \right)$$

σ_z حد التعب للمادة ويعطى وفق العلاقة التالية، [13]:

$$\sigma_z = 1.36.HV \quad [MPa]$$

Y: عامل هندسية الشق (Y=1 : الشق متوضع ضمن المادة. Y=1.12 : الشق على سطح المادة).

C.n : ثوابت قانون باريس .

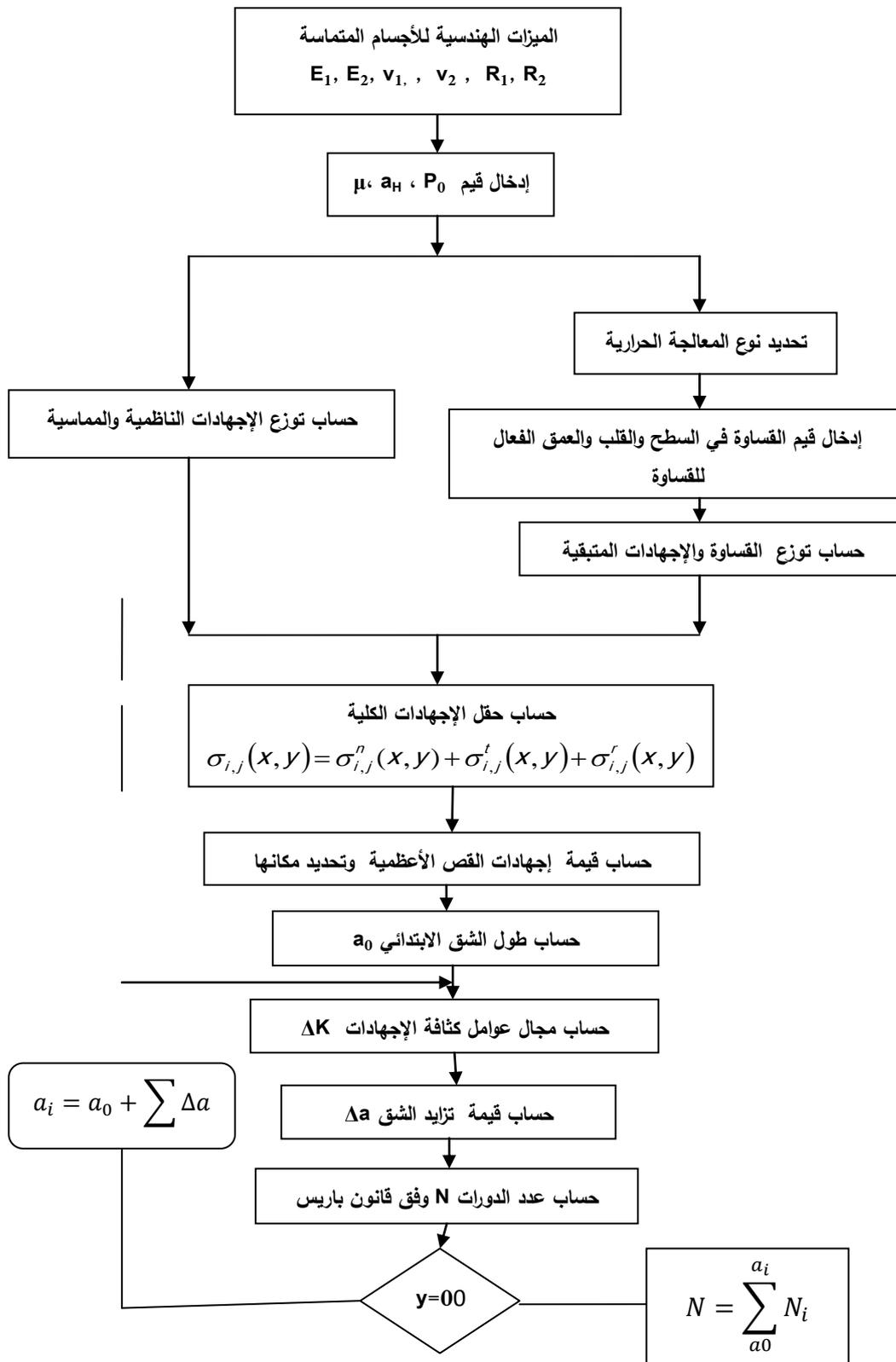
$$\Delta\tau = \tau_{max} - \tau_{min} \text{ مجال (مدى) إجهاد القص الأعظمي.}$$

ومنه عدد الدورات الكلية لانتشار الشق من طوله الابتدائي المتكون للطول الكلي a يمكن كتابتها وفق ما يلي:

$$N = \sum_{a_0}^{a_i} N_i = \sum_{a_0}^{a_i} (Y\Delta\tau\sqrt{\pi(a_i)})^n . da_i ; a_i = a_0 + \sum \Delta a$$

المخطط الصندوقي لمراحل حساب عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار الشق من طوله الابتدائي إلى طوله

الخرج موضحة في الشكل (2).



الشكل (2): المخطط الصندوقي لنموذج فترة انتشار شقوق التعب

النتائج والمناقشة:

في البحث المقدم هنا، سيتم استخدام ثلاث أنواع من الفولاذ معالجة كل واحدة منها بطريقة مختلفة، التركيب الكيميائي لأنواع الفولاذ المستخدمة في البحث يوضحها الجدول (1)، وذلك بهدف المقارنة بين تأثير المعالجة الحرارية على انتشار شقوق التعب. حيث تعتبر هذه الأنواع الأكثر استخداماً لصناعة المسننات والرولمانات و الأعمدة والمحاور، على سبيل المثال، [14].

الجدول (1): التركيب الكيميائي لأنواع الفولاذ المستخدمة، [14]

| Carburized steels 14NiCrMo13-4 | Nitrided steels 42CrMoS4 | Case Hardened steels 18NiCrMo5 |
|--|---|---|
| C 0.12-0.17 Si 0.15-0.40 Mn 0.30-0.60 S 0.025 P 0.030 Cr 0.80-1.10 Mo 0.20-0.30 Ni 3.00-3.5 | C 0.38-0.45 Si 0.25 Mn 0.60-0.90 S < 0.025 P < 0.025 Cr 0.90-1.20 Mo 0.22 Ni - - | C 0.15-0.21 Si 0.15-0.40 Mn 0.60-0.90 S 0.035 P 0.035 Cr 0.70-1.00 Mo 0.15-0.25 Ni 1.20-1.50 |

الجدول (2): القساوة وبعض الخصائص لأنواع الفولاذ المستخدمة، [14]

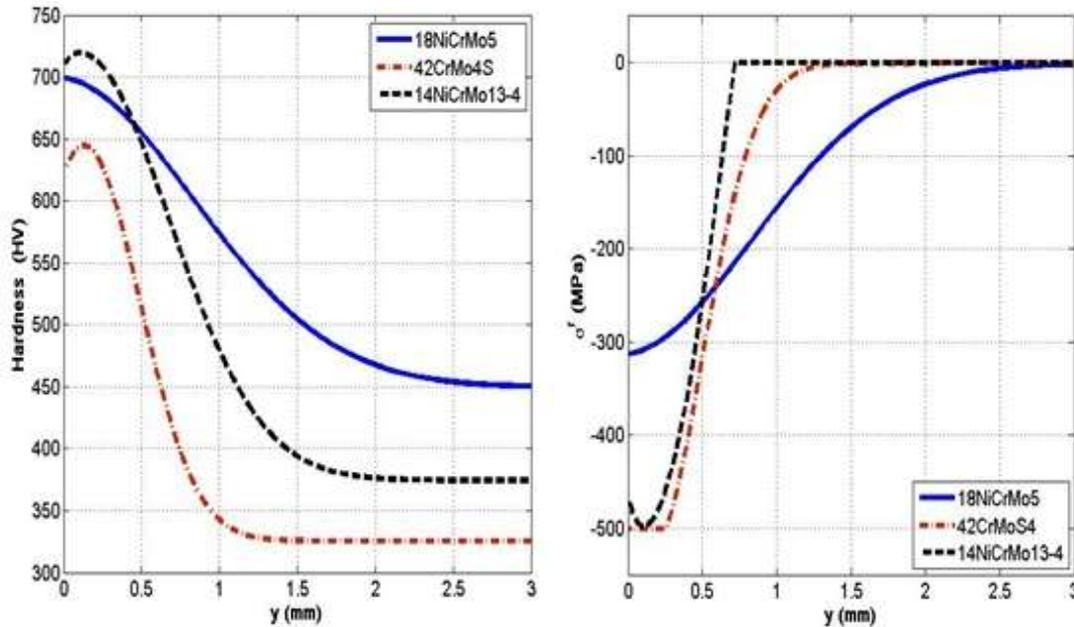
| السطح | 710HV | 624 HV | 700 HV |
|---------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| اللب أو القلب | 375HV | 326 HV | 450 HV |
| العمق الفعال | 0.78mm | 0.5mm | 1mm |
| معامل يونغ | 2.06 .10 ⁵ MPa | 2.06 .10 ⁵ MPa | 2.07 .10 ⁵ MPa |
| قطر الحبيبة | D = 0.05 mm | | |

الشكل (3) يظهر توزيع قساوة الفولاذ وقيم الإجهادات المتبقية الموافقة لكل نوع من المعالجات الحرارية للفولاذ الموضح في الجدول (2). حيث يمكن ملاحظة الاختلاف الكبير في توزيع القساوة من جهة وقيم الإجهادات المتبقية والنتيجة عن كل نوع من المعالجات الحرارية من جهة أخرى. هنا يجب التنويه، على أن الإجهادات المتبقية والنتيجة عن معالجة السطوح تنتج إجهادات ذات قيم سالبة (negative) وبالتالي ستملك تأثيراً إيجابياً على مقاومة التعب وبالنتيجة على زيادة فترة عمل القطع نتيجة لزيادة عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار شقوق التعب. بالمقابل، فإن الإجهادات المتبقية تملك قيمة أعظمية بالقرب من السطح لثلاثة أنواع من المعالجات الحرارية مع قيم أكثر ارتفاعاً في حالة الكرنة والنتيجة مقارنة بعملية التقسية السطحية، ثم تبدأ بالتناقص كلما ازدادت المسافة باتجاه العمق لتصبح قيمتها تساوي الصفر ($\sigma^r = 0$) بعد مسافة معينة من السطح. بالمقابل فإن الإجهادات المتبقية في حالة المعالجة بالتقسية السطحية تملك قيمة لعمق أكبر كلما ازداد العمق من السطح مقارنة بالنتيجة والكرنة وذلك بسبب القيمة الكبيرة للعمق الفعال للقساوة (أنظر الجدول (2)) مقارنة بالعمق الفعال للنتيجة والكرنة.

هذا الاختلاف في قيمة وتوزيع الإجهادات المتبقية ضمن طبقات المادة سيؤثر بشكل كبير على قيمة وتوزيع إجهادات القص الأعظمية τ_{max} والتي تعتبر الأساس في حساب معاملات كثافة الاجهادات المسؤولة عن انتشار شقوق التعب. النتائج الحاصلة لتأثير المعالجات الحرارية على توزيع إجهادات القص الأعظمية ضمن طبقات المادة موضحة في الشكل (4) حيث إن :

$$\tau_{max} = \max \left(\left| \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \right|, \left| \frac{\sigma_3 - \sigma_2}{2} \right|, \left| \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \right| \right)$$

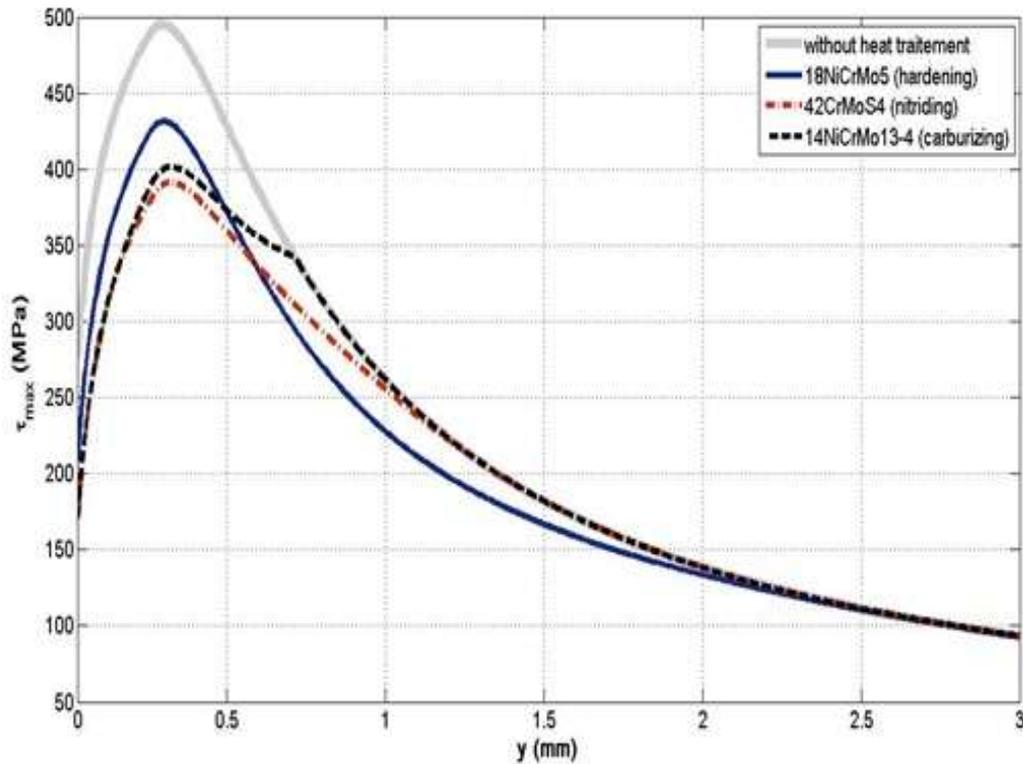
حيث إن $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ تمثل الاجهادات الرئيسية.



الشكل (3): تأثير نوع المعالجة الحرارية على توزع القساوة hardness و الإجهادات المتبقية σ^r تبعاً للعمق تحت السطح (y)

من الشكل (4) يمكننا ملاحظة ما يلي:

- أن المعالجة الحرارية، بغض النظر عن نوعها، تنقص قيمة إجهادات القص الأعظمية τ_{max} وتغير من توزيعها ضمن طبقات المادة وذلك بسبب قيمة الإجهادات المتبقية وطريقة توزيعها ضمن طبقات المادة.
- أن الفولاذ المعالج بالنترجة (42CrMo4S) يملك قيمة أصغرية لإجهادات القص الأعظمية حتى مسافة 0.75mm من السطح مقارنة ببقية أنواع الفولاذ المعالج بالتقسية و الكربنة وذلك بسبب القيمة الأعظمية للإجهادات المتبقية والناجمة عن النترجة. بينما في حالة التقسية السطحية للفولاذ (18NiCrMo5) فإن قيمة إجهادات القص الأعظمية وتوزعها تتغير حتى عمق يبلغ حوالي 2.2 mm.
- سينشأ الشق الابتدائي في المنطقة الموافقة للقيمة العظمى لـ τ_{max} وفي جميع الحالات ضمن طبقات المادة لأن قيمة معامل الاحتكاك بين السطوح صغير جدا ($\mu = 0.04$)، حيث سيبلغ طول هذا الشق الابتدائي $a_0 = 0.025$ mm.
- من المعلوم أن قيمة إجهادات القص الأعظمية - دون معالجة حرارية- تساوي إلى 0.3 من قيمة الإجهاد الأعظمي المؤثر [8] ، بينما بوجود المعالجات الحرارية تصبح قيمة هذه الإجهادات كما هو موضح في الجدول (3).



الشكل (4): تأثير نوع المعالجة الحرارية على توزيع إجهادات القص الأعظمية τ_{max} ضمن طبقات المادة تبعاً للمعق تحت

السطح (y)، قيمة الضغط الأعظمي $P_0 = 1650 \text{ MPa}$ ، $aH = 0.3 \text{ mm}$

الجدول (3): تأثير نوع المعالجة الحرارية على القيمة الأعظمية لـ τ_{max}

| نوع المعالجة | القيمة الأعظمية لـ τ_{max} بالنسبة لقيمة الأجهاد الأعظمي المؤثر | τ_{max} |
|--------------|--|--------------|
| دون معالجة | $0.3 * P_0$ | 495 MPa |
| تقسية سطحية | $0.2618 * P_0$ | 432 MPa |
| نترجة | $0.2424 * P_0$ | 400 MPa |
| كرينة | $0.2345 * P_0$ | 387 MPa |

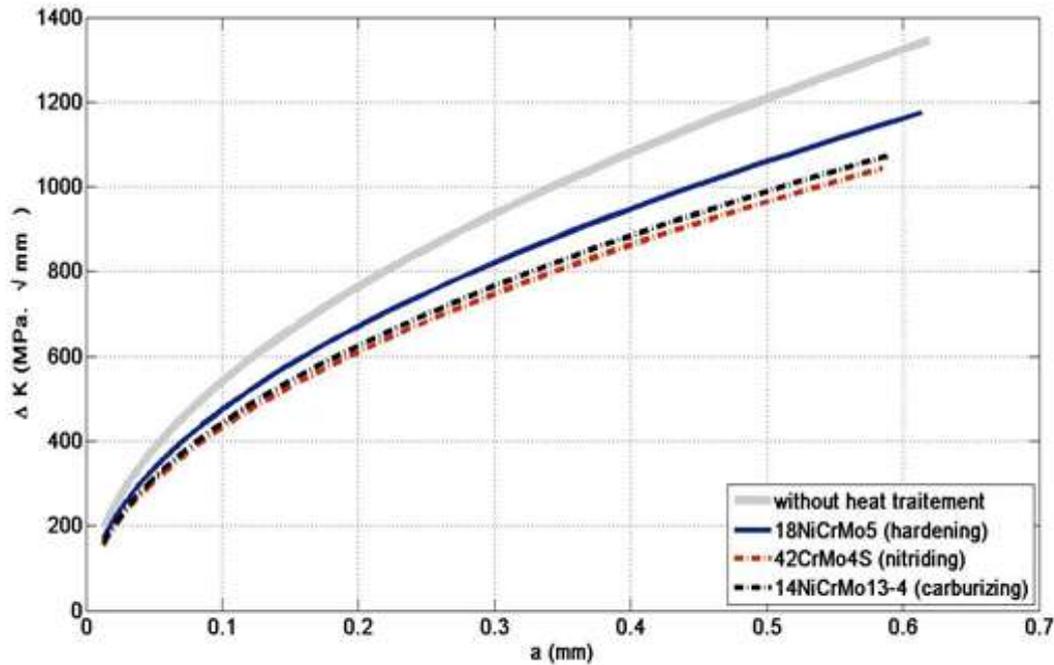
مما سبق يمكن أن نستنتج أن المعالجات الحرارية تنقص قيمة إجهادات القص بقيم تتناسب مع قيمة وتوزع الإجهادات المتبقية الناتجة عن نوع المعالجة الحرارية المستخدمة للفولاذ وبالنتيجة تغير في قيمة عوامل كثافة الإجهادات، كما هو موضح في الشكل (5) الذي يبين توزيع عوامل كثافة الإجهادات Δk تبعاً لطول الشق المتكون. حيث يمكننا ملاحظة ما يلي:

- في حالة الفولاذ غير المعالج فإن قيمة Δk تكون كبيرة جداً مع طول شق متكون كبير مقارنة مع الفولاذ المعالج حرارياً.

- يملك الفولاذ المعالج بالنترجة (42CrMo4S) قيم منخفضة لكثافة الإجهادات مع طول شق متكون صغير مقارنة ببقية أنواع المعالجات الحرارية للفولاذ.

مما سبق يمكننا التحقق من أن القيم الكبيرة لإجهادات القص الأعظمية، تسبب في حدوث شق كبير جداً -تاتج عن انتشار الشق من طوله الأولي المتكون ($a_0=0.025 \text{ mm}$ في مثالنا هذا) حتى طوله الحرج- مقارنة مع القيم

المنخفضة لهذه الإجهادات، لأن قيمة عوامل كثافة الإجهادات ترتبط بقيم هذه الإجهادات. وبالنتيجة فقدان كمية أكبر من المعدن. وبناءً عليه، فإن قيمة الإجهادات المتبقية الناتجة عن نوع المعالجة الحرارية المستخدمة تلعب دوراً أساسياً وهاماً في كمية المعدن المفقود نتيجة لضرر التعب. حيث أن القيمة المرتفعة للإجهادات المتبقية تساهم في فقدان كمية قليلة من المعدن مقارنة مع القيم المنخفضة أو للفولاذ غير المعالج حرارياً.

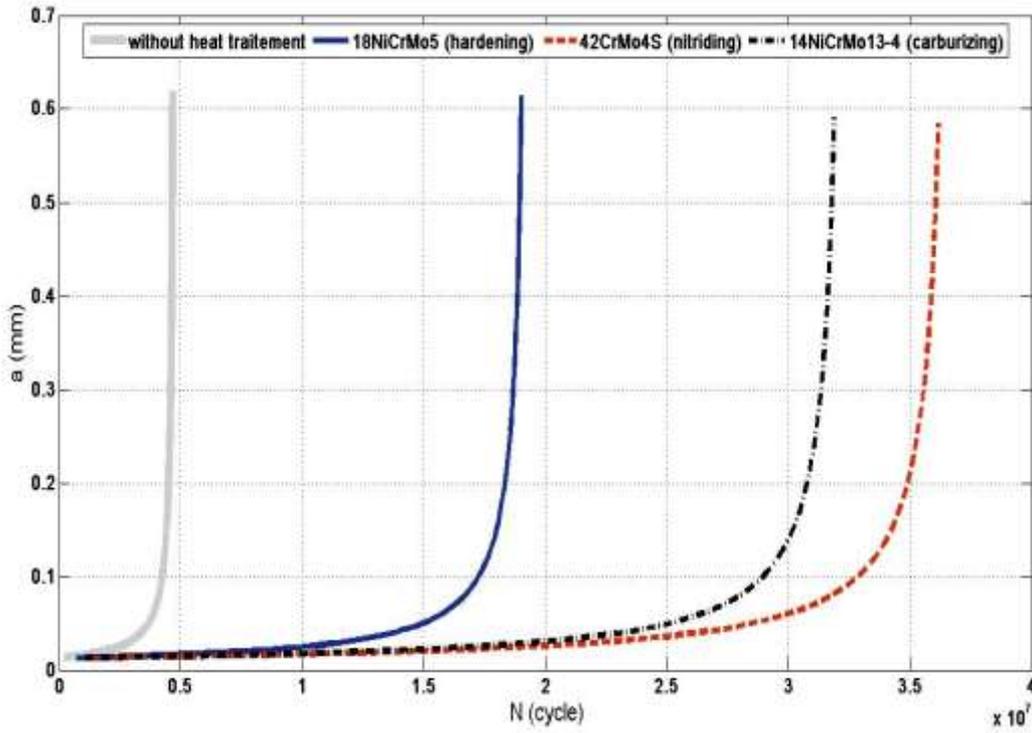


الشكل (5): تأثير نوع المعالجة الحرارية على توزيع مجال كثافة الإجهادات Δk تبعاً للعمق تحت السطح (y)

نتيجة للاختلاف في قيمة عوامل كثافة الإجهادات فإن عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار الشق من طوله الابتدائي حتى طوله الحرج ستكون مختلفة، حيث يملك الفولاذ المعالج بالنتريجة (42CrMo4S) أكبر فترة عمل (دورات تحميل) مقارنة ببقية أنواع الفولاذ، كما هو موضح في الشكل (6). النتائج الحاصلة لعدد دورات التحميل الكلية (N) اللازمة لانتشار الشق موضحة في الجدول (4):

الجدول (4): عدد دورات التحميل الكلية اللازمة لانتشار الشق من طوله الابتدائي حتى طوله الحرج

| | N (دورة) | طول الشق (mm) |
|--------------------------|-------------------|---------------|
| فولاذ سباتكي دون معالجة | $4.82 \cdot 10^6$ | 0.620 |
| 18NiCrMo5 Case hardening | $1.58 \cdot 10^7$ | 0.611 |
| 42CrMo4S Nitriding | $3.54 \cdot 10^7$ | 0.581 |
| 14NiCrMo13-4 Carburizing | $3.24 \cdot 10^7$ | 0.590 |



الشكل (6): تأثير نوع المعالجة الحرارية على عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار الكسر ضمن طبقات المادة تبعاً لطول الكسر a تطبق المعالجة السطحية بالنترجة بعد إجراء التقسية والمراجعة لفولاذ غني بالكربون عند درجة حرارة حوالي 500°C درجة مئوية، حيث يكون الطور السائد هو الفريت $\alpha\text{-Fe}$. للنتروجين انحلالية منخفضة وسرعة انتشار بطيئة في الفريت لتشكل محلول صلب تغلغلي. إن النترجة لا تترافق بتحولات طورية (أي لا يوجد تغيرات في حجم الأطوار). تعود التقسية بسبب النترجة إلى تكون المحلول الصلب وتكون نيتريدات الحديد Precipitation-hardening القاسية FeN ونيتريدات العناصر السبائكية الشهبة للنتروجين مثل Cr , Mo ، حيث تتوزع نيتريدات هذه العناصر في البنية مسببة تصليد البنية وزيادة مقاومة التعب ورفع حد الصمود [17,16,15] Endurance limit .

بالنسبة للكربنة والتقسية السطحية فإنها تتم بتسخين الفولاذ منخفض ومتوسط الكربون إلى منطقة الاستنيت حوالي 1000°C درجة مئوية لضمان أكبر انحلالية للكربون في طور الاستنيت $\gamma\text{-Fe}$. بعد ذلك يسقى الفولاذ (Quenching) ليحدث التحول المارتنسيطي Martensitic-hardening المترافق مع إجهادات داخلية نتيجة تغيرات الحجم بسبب تحول الاستنيت إلى مارتنسيطي، والمارتنسيطي عبارة عن طور قاسي جداً له شبكة BCT (Body centered Tetragonal) شبيهة بالفريت ولكن مفرط الإشباع بالكربون مما يسبب إجهادات داخلية كبيرة [17, 16]. إن النتائج في الشكلين (3) و(4) بينت أن النترجة تنتج إجهادات ضغط متبقية ذات قيمة كبيرة و أصغر قيمة لإجهادات القص الأعظمية. وبالتالي أدت النترجة إلى تحسين خواص التعب ومقاومة انتشار شقوق التعب من خلال أطول فترة تحميل و أكبر عدد دورات تحميل، الجدول (4) و الشكل (6).

يفسر ذلك بسبب آلية التقسية في عملية النترجة والتي تقوم على أساس التصليد الناتج عن تكون المحلول الصلب (ذرات النتروجين في شبكة الفريت) من ناحية، وبسبب تكون نيتريدات الحديد ونيتريدات العناصر السبائكية القاسية جداً والموزعة في البنية من جهة أخرى، دون خلق تشوهات ناتجة عن التغيرات الحجمية المترافقة للتحولات

الطورية (اوستنيت إلى مارتنيت كما هو الحال في الكربنة والتقسية السطحية، حيث يحدث زيادة في حجم المارتنيت).

الاستنتاجات والتوصيات:

في هذا البحث المقدم، تم نمذجة فترة انتشار شقوق التعب تحت تأثير المعالجات الحرارية لثلاثة أنواع من الفولاذ المستخدم بكثرة في صناعة معظم أجزاء نقل الحركة كالمسنتات والمحامل والأعمدة. حيث لوحظ أن المعالجات الحرارية للفولاذ بشكل عام، تساهم في زيادة عدد دورات التحميل اللازمة لانتشار الشق من طوله الابتدائي حتى طوله الحرج، وبالتالي فترة عمل أطول وذلك تبعاً لقيمة الإجهادات المتبقية الناتجة. من مقارنة المعالجات الحرارية الثلاث تبين أن النترجة تخلق إجهادات داخلية متبقية سالبة أكبر من المعالجات الأخرى، كما أنها تسبب اصغر قيمة لإجهادات القص الأعظمية و أدت أيضاً إلى أطول فترة عمل أي زيادة مقاومة انتشار شقوق التعب. من هنا فإن الاختيار الصحيح لنوع المعالجة الحرارية للفولاذ يساهم في زيادة فترة عمل العنصر أو الميغانيزم المعرض لضرر التعب، من خلال أن القيم المرتفعة للإجهادات المتبقية تنقص كلاً من عوامل كثافة الإجهادات وطول الشق المتكون.

المراجع:

- [1]FRANCESCO. L, VITTORIO .D. C. *Influence of the graphite elements morphology on the fatigue crack propagation mechanisms in a ferritic ductile cast iron*. Engineering Fracture Mechanics. 2016, Vol.167,p.248-258
- [2]SARRAZIN-BAUDOIX.C, STANZL-TSCHEGG. S.E, SCHÖNBAUER. B.M,PETIT. J. *Ultra-slow Fatigue Crack Propagation in Metallic Alloys*. Procedia Engineering, 2016, Vol. 160, P. 151-157
- [3]JÜRGEN. B, STEFAN. S, *Investigation of Energy Dissipation and Plastic Zone Size During Fatigue Crack Propagation in a High-Alloyed Steel*.Procedia Materials Science. 2014, Vol. 3, P. 408-413
- [4]SCHARMWEBER. M,TIRSCHLER. W, OERTEL. C-G, SKROTZKI.W, *Initiation and propagation of short cracks in austenitic–ferritic duplex steel*. Materials Science and Engineering: A, 2013. Vol. 583, P. 52-60
- [5]FAJDIGA. G, SRAML. M. *Fatigue crack initiation and propagation under cyclic contact loading*. Engineering Fracture Mechanics. 2009, Vol. 76, p. 1320-1335
- [6]GLODEZ. S, POTOCNIK. R, FLASKER. J, ZAFOSNIK. B. *Numerical modeling of crack path in the lubricated rolling – sliding contact problems*. Engineering Fracture Mechanics.2008, Vol. 75. P. 880-891.
- [7]JOHNSON K. L., *Contact mechanics*, Cambridge University press, 1985. 452p
- [8]LANG, O. R. *The dimensioning of complex steel members in the range of endurance strength and fatigue life*.Zeitschrift fuerWerkstoffechink, 1979, Vol. 10, P. 24-29.
- [9]GLODEZ. S, FLASKER. J, REN .Z, *A new model for the numerical determination of pitting resistance of gear teeth flanks*. Fatigue Fracture, Eng. Maters. Struct. Vol. 22, 1997, p. 71-83.
- [10]BERETTA. S, MATTEAZZI. S. *Short crack propagation in eutectoid steel wire*. International Journal of Fatigue.1996, Vol. 18. P. 451-456

- [11]MACKALDENER. M, OLSSON. M. *Analysis of crack propagation during tooth interior fatigue fracture*. Engineering Fracture Mechanics, 2002.Vol . 69. P. 2147-2162.
- [12]MCCLUNG. C. R, SEHITOGLU. H. *on the finite element analysis of fatigue crack closure- 1: basic modeling issues*. Engineering Fracture Mechanics, 1989, Vol. 33. P. 237-252.
- [13]ROESSLE. M.L, FATEMI. A. *Strain controlled fatigue properties of steel and some simple approximations*. International Journal of Fatigue.2000, Vol. 22. P. 495-511.
- [14]ASTM E 647. *Standard test methods for measurement of fatigue crack growth rate*- ASTM Standard ; 2000.
- [15] ASM. *Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*- V4 ; 2013.
- [16] ASM. *Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing*, ASM Handbook- Volume 4A ; 2013.
- [17]ASM. *Heat Treating*, ASM International; 2015.