

نتردة الفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة (مارتنسايت - أوستنايت)

د. م. عبد الله يوسف مجيد*

الملخص

درست البنية المجهرية والتركيب الطوري والخواص الميكانيكية والترايبولوجية للفولاذ السبائكي (Fe-Ni-Al)- H21M2T2A (Ti) ذي البنية المركبة المارتنسيكية - الأوستنيتية ($g + a'$) المعرض لعملية النتردة (النترجة) والإرجاع.

تحدث عملية النتردة الانتشارية بسهولة في حدود الأطوار ($a - g$)، أي في أماكن تركيز العيوب في الهيكل الشبكي. وتساعد عملية النتردة على الانتقال من البنية أحادية الطور (a') إلى البنية ثنائية الطور ($a' + g$)، مما يسمح بزيادة لدونة السبيكة المدروسة بشكل جوهري. ومن ثم فإن السبيكة المنتردة تمتلك قساوة سطحية عالية ومتانة عالية فضلاً عن لدونة جيدة.

درست سماكة الطبقة المنتردة والتركيب الطوري والبنية المجهرية والقساوة الميكروية عبر عمق منطقة الانتشار، وقد بينت نتائج البحث أن تأثير نظام النتردة وخاصة درجة الحرارة يؤدي إلى نمو الطبقة المنتردة على سطح الفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة المارتنسيكية - الأوستنيتية.

تشير نتائج البحث في الخواص الميكانيكية والترايبولوجية إلى أن عملية المعالجة بالنتردة الانتشارية لها تأثير كبير في قدرة عمل الفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة المارتنسيكية - الأوستنيتية المعرض للاحتكاك الجاف. إذ يزداد العمر الزمني للسبائك المعالجة بالنتردة نحو (4 - 2.5) مرة نتيجة لاستقرار طبقة الاحتكاك وزيادة القساوة السطحية مقارنة بالسبائك غير المعالجة.

الكلمات المفتاحية: فولاذ سبائكي ذو بنية مركبة، تقسية وإرجاع، نتردة غازية، بنية وتركيب طوري، طبقات انتشارية، قساوة سطحية، خواص ميكانيكية وترايبولوجية.

* أستاذ مساعد في قسم هندسة التصميم الميكانيكي - كلية الهندسة الميكانيكية والكهربائية - جامعة دمشق

1- مقدمة:

الفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة المارتنسييتية- الأوستنيتية التي يمكن الحصول عليها بواسطة المعالجة الحرارية heat treatment من عملية تقسية وسقاية ثم الإرجاع عند درجات حرارة مختلفة بحيث تكون البنية الحاصلة هي: مارتنسايت فضلاً عن أوستنايت التي تتألف من طورين أو محلولين صلبين لعنصر الكربون في الهيكل الشبكي للحديد يحتويان على بنية بلورية عبارة عن موشر رباعي متمركز الحجم α' -BCT (المارتنسايت)، وأخرى بنية مكعبة متمركزة الوجه γ -FCC (الأوستنايت). هذان الطوران يختلفان عن بعضهما بعضاً بخواصهما الفيزيائية والميكانيكية. فالمارتنسايت هو ذو بنية مغناطيسية Ferromagnetic و يمتلك قساوة (متانة) كبيرة $Hv > 600$ و لدونه (مطيلية) قليلة $EI \approx 1$ 3%، أما الأوستنايت فهو غير مغناطيسي Paramagnetic ويمتلك قساوة (متانة) قليلة $Hv \approx 100$ و لدونه (مطيلية) كبيرة $EI > 60\%$ [5].

إن السبائك التي تتألف من بلورات المارتنسايت وبلورات الأوستنايت $(\alpha'+\gamma)$ - phases تتوزع فيما بينها على شكل نسق بلوري منتظم يتوافق مع التركيب السبائكي للمادة [6]، وتتمتع البنية المركبة الناتجة عن التحول الطوري $\gamma \leftrightarrow \alpha'$ أو ما يدعى البنية المركبة مارتنسايت - أوستنايت $(\alpha'+\gamma)$ بخواص فيزيائية وميكانيكية جيدة مثل المتانة العالية والمطيلية الجيدة ومعامل مرونة مرتفع وقوى تحريضية كبيرة [7].

2. الفولاذ السبائكي ذو البنية المركبة:

يعدُّ الفولاذ السبائكي ذو البنية المركبة المارتنسييتية - الأوستنيتية من المواد ذات الآفاق المستقبلية التي يمكن استخدامها في عناصر الآلات والمعدات المستخدمة في

تعدُّ عملية النتردة واحدة من أبسط تقانات المعالجة الكيما-حرارية لإشباع السطح العامل لأجزاء الآلات عن طريق انتشار غاز النتروجين أو انحلاله في الهيكل الشبكي للحديد الصلب أو الفولاذ، ويكمن السر في عملية النتردة لأنها لا تتطلب تحولاً من الطور الفيرتي α -phase إلى الطور الأوستنيتي γ -phase للفولاذ، ومن ثمَّ يبقى الفولاذ في الطور الفيرتي خلال عملية النتردة ككل التي عندها تكون قابلية الذوبان للنتروجين أعلى من قابلية الذوبان للكربون أو العناصر الأخرى [1,2]، وتبقى البنية البلورية للفولاذ عبارة عن مكعب متمركز حجماً BCC- Ferrite من دون تغيير، أي لا تتحول إلى أوستنايت ذي البنية المتمركزة وجهياً FCC-Austenite، كما يحدث في كثير من الطرائق التقليدية الأخرى كالكرينة Carburizing أو الكربونتردة Carbunitriding [3]، لأن عملية النتردة تحدث عند درجات حرارة منخفضة نسبياً، في حين يكون زمن الثبات الحراري مرتفعاً للحصول على الطبقة السطحية المنتردة المطلوبة [4].

إن كثيراً من أجزاء الآلات وخاصةً بطانة اسطوانات المحركات وقوالب التشكيل وجلب المحامل... الخ، تتطلب قساوة سطحية عالية ومقاومة تآكل واهتراء كبيرين، إذ يمكن الحصول عليها عن طريق تشكيل طبقة سطحية مشبعة بالنتروجين وتشكيل التبريدات المختلفة في الفولاذ السبائكي المرتفع في نسب الكروم، ومعلوم أن النتروجين يشكل مع الكروم نتريدات قاسية وهشة، لذا من الضروري الابتعاد عن تشكيل طبقة سطحية من النتريدات الهشة والتقليل من سماكتها قدر الإمكان.

درُست في هذا البحث عملية النتردة Nitriding على

3. نتردة الفولاذ:

يطلق مصطلح النتردة Nitriding على عملية الإشباع Saturation الانتشاري للطبقة السطحية للفولاذ بالنيتروجين، وذلك عن طريق تسخين الفولاذ في وسط إشباعي غني بالنيتروجين سواءً كان الوسط غازياً أم سائلاً أم صلباً. وتؤدي عملية النتردة إلى حدوث زيادة حادة في قساوة الطبقة السطحية Surface hardness وارتفاع في المتانة Toughness ومقاومة الاهتراء Wear resistance ومقاومة التآكل Corrosion resistance ومقاومة التكهف Cavitations resistance.

تستخدم عملية النتردة على نطاق واسع في تحسين الخواص المختلفة لعناصر الآلات والعُدَد. أمّا ميكانيزم عملية النتردة فيتكوّن من المرحلتين الآتيتين:

- المرحلة الأولى: إجراء عملية المعالجة الحرارية التمهيدية للفولاذ (تقسية وسقاية ثم إرجاع) من أجل الوصول إلى المتانة المرتفعة كي لا يحصل انفصال بين الطبقة المنتردة لاحقاً والقلب Core.

- المرحلة الثانية: إجراء عملية النتردة في وسط إشباعي عند درجات حرارة وزمن ثبات حراري مناسبين، وبعدها يجري الإرجاع في الفرن والتبريد حتى درجة حرارة الغرفة. وبحسب مخطط التوازن للحديد والنيتروجين، تتشكل في الطبقة المنتردة الأطوار الآتية [8]:

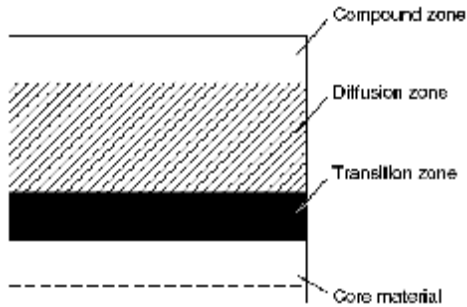
1. α -phase ويسمى بالفريت النيتروجيني وهو عبارة عن محلول صلب للنيتروجين في الهيكل الشبكي للحديد Fe_{α} (BCC)، وتصل أعلى ذوبانية للنيتروجين في الهيكل الشبكي Fe_{α} عند درجة حرارة التحول اليوتكتويدي

المواد الغذائية والأجهزة الطبية ذات الخواص الميكانيكية والمغناطيسية الجيدة، التي تجعلها تتمتع بشروط استثمارية وتكنولوجية عالية [2]. يتصف الفولاذ قيد البحث هذا بالمقاومة الجيدة للصدأ والتآكل الكيميائي، إلا أن من عيوبه انخفاض مقاومة الاهتراء والتعب، ويختلف عن الفولاذ المقاوم للصدأ ذي البنية المارتنسيكية المرجعة Stainless steel بأنه فولاذ سبائكي منخفض الكربون Low carbon alloy steel و ذو بنية مركبة ثنائية تتألف من المارتنسايت و الأوستنايت، تتشكل عند التحول الطوري من $\gamma \rightarrow \alpha$ مع عدم وجود عنصري الكوبالت Co والكروم Cr فيه. ويمكن تقسيم الفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة إلى مجموعتين:

المجموعة الأولى: الفولاذ مرتفع نسبة النيكل، الذي يحتوي على Ni (24-27%) فضلاً عن العناصر السبائكية الأخرى، وهو يمتلك بنية مركبة مؤلفة من المارتنسايت والأوستنايت بعد عملية التقسية والإرجاع، إلا أن المارتنسايت فيه غير مستقر، ممّا يسمح باستخدامه في عمليات التشكيل على البارد.

المجموعة الثانية: الفولاذ منخفض نسبة النيكل ومتوسطها الذي يحتوي على نسبة تراوح بين 16-21% Ni فضلاً عن العناصر السبائكية الأخرى، وهو ذو بنية مركبة مارتنسيكية - أوستنيتية بعد إجراء عملية التقسية والإرجاع أيضاً له، ويتمتع بالخواص الميكانيكية نفسها إلا أن قدرته على الاستخدام تخفض عند التشكيل على البارد عن فولاذ المجموعة الأولى وهو أرخص منه بكثير. ومن ميزات هذه المجموعة أنها تتمتع بمتانة عالية ومقاومة منخفضة للاهتراء، أمّا مطيلتها (اللدونة) فإنها تتناقص بشكل حاد وتكاد تنعدم لتصبح قصفة وأكثر هشاشة بعد عملية المعالجة الحرارية لها.

التبريد البطيء يتحول الطور ϵ إلى طورين $\epsilon + \gamma$ وهو ما يعرف بالمنطقة المركبة Compound Zone أو بالطبقة البيضاء White Layer، التي تتميز بقساوتها العالية وبهشاشتها Brittleness الكبيرة وتتكون من طورين متداخلين، وهي لا تتغلغل إلى داخل الفولاذ بل تبقى على السطح المباشر لعملية المعالجة وتنمو بحسب نظام المعالجة وتركيب الوسيط الغازي [9]. يبين الشكل (1) رسماً تخطيطياً للطبقة المنتردة التي تتكون من المنطقة المركبة السطحية ومنطقة الانتشار Diffusion Zone الواقعة تحتها مباشرةً التي تتكوّن من نتريدات مستقرة ومن ثم المنطقة الانتقالية ثم القلب Core. أمّا عند نتردة الفولاذ السبائكي فإن العناصر السبائكية الداخلة في الخليطة الفولاذية تتغير من كمية ذوبان النتروجين في الفولاذ وتتشكل محاليل صلبة للنتروجين والعناصر السبائكية في الهيكل الشبكي للفولاذ على شكل نتريدات مستقلة أو مشتركة مثل AlN أو Si_3N_4 أو Mo_2N أو $(FeAl)_4N$ الخ [10].



الشكل (1) رسم تخطيطي لبنية الطبقة المنتردة.

4. الهدف:

هَدَفَ البحث إلى دراسة تأثير عملية النتردة الغازية في البنية المجهرية والخواص الميكانيكية والفيزيائية والتريبولوجية للفولاذ السبائكي ذي البنية المركبة (مارتنسايت - أوستنايت) دون وجود عنصري الكوبالت

Eutectoid إلى 0.11% وتخفض هذه النسبة لتصل إلى 0.004% عند درجة حرارة الغرفة.

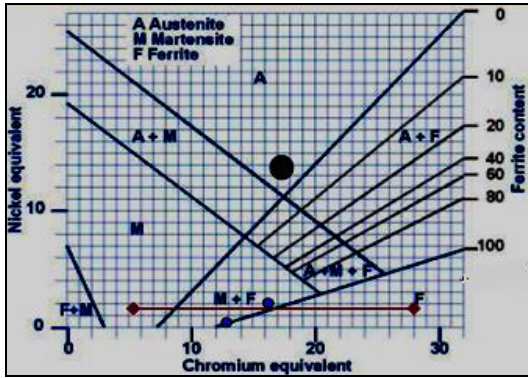
2. γ -phase ويسمى بالأوستنايت النتروجيني ذي الهيكل الشبكي Fe_γ (FCC) وتصل أعلى ذوبانية للنتروجين في هذا الطور حتى 2.8%. وعند التبريد البطيء والوصول إلى درجة الحرارة $590^\circ C$ - درجة التحول اليوتكتويدي - يتفكك الطور γ إلى طورين: $\alpha + \gamma$ ، أمّا عند التبريد السريع فإن الطور γ يتحول إلى مارتنسايت نتروجيني α' -phase، الذي هو عبارة عن محلول صلب للنتروجين في Fe_α وبانخفاض درجة الحرارة يتفكك α' -phase ويتحول إلى α'' -phase الذي هو عبارة عن $Fe_{16}N_2$ وهو طور غير مستقر لا يلبث أن يتحول إلى $(\gamma)-Fe_4N$.

3. γ -phase وهو عبارة عن محلول صلب أساسه نتريد الحديد Fe_4N يتبلور على شكل FCC وتراوح نسبة النتروجين فيه بين 5.7 - 6.1%.

4. ϵ -phase وهو عبارة عن محلول صلب أساسه نتريد الحديد Fe_3N يتبلور على شكل HCP وتراوح نسبة النتروجين فيه بين 8.25 - 11%.

5. ϵ -phase وهو عبارة عن محلول صلب أساسه نتريد الحديد Fe_2N وتراوح نسبة النتروجين فيه بين 11 - 11.35%. يتكوّن عادةً الطور α على السطح في اللحظة الأولى للإشباع، وعندما يصل تركيز النتروجين إلى حد الإشباع يبدأ تكوّن الطور التالي المستقر وهو الطور γ (Fe_4N)، وعند الاستمرار في إشباع الفولاذ بالنتروجين يبدأ تشكل الطور ϵ (Fe_3N) ومن ثمّ نتيجة للانتشار يوجد الطور ϵ المحتوي على أكبر كمية من النتروجين في المنطقة السطحية للطبقة المنتردة وعلى عمق أكبر يوجد الطور γ ثم بعد ذلك يوجد الطور α . وعند إجراء

على البنية ثنائية التركيب من المارتنسايت (α') M- ذي البنية (BCT - موشور رباعي متمركز الحجم) والأوستنايت (γ) A- ذي البنية (FCC - مكعب متمركز الوجه)، كما هو مبين في الشكل (2). ثم قسمت هذه العينات إلى قسمين: عرض القسم الأول من هذه العينات لعملية إرجاع حيث وضعت في الفرن عند درجة حرارة 600 ± 10 °C مدة ساعتين ثم أخرجت منه وتركت تبرد في الهواء.



الشكل (2) تأثير نسبة النيكل والكروم في بنية الفولاذ السبائكي [11].

وعرض القسم الثاني لعملية التبريد الغازية بعد التقسية والإرجاع، وذلك في فرن خاص بالتبريد معزول حرارياً، مزود بمروحة تهوية وحجرة خاصة بالعينات محكمة الإغلاق تتصل بأنبوب إدخال الغاز الموصول باسطوانتي غاز النتروجين والهيدروجين و صمامات التحكم بتدفق الغاز، ومن الجهة الأخرى أنبوب إخراج الغاز، حيث أجريت عملية التبريد في وسط مؤلف من خليط من غازي النتروجين بنسبة N_2 70% والهيدروجين بنسبة H_2 30% عند درجات حرارة تتراوح بين: $480-600$ °C وزمن ثبات حراري Isotherm (8 h) للعينات المختلفة، وذلك بعد تنظيفها من الشحوم والزيوت

والكروم فيه؛ وذلك من أجل الابتعاد عن تشكيل طبقة سطحية من نتريدات الكروم الهشة والحصول على بنية مركبة قاسية ومتماسكة مع القلب. واختيرت عملية التبريد الغازية نظراً إلى انخفاض درجة حرارة نظام الإشباع، وإلى انتشارها الواسع في الصناعة وقلة تكلفتها مقارنة بطرائق التبريد الأخرى. كما هدفت البحث إلى زيادة مقاومة الاهتراء وتقليل الهشاشة وتحسين المطيلية.

5. الطرائق والمواد:

اختير في هذا البحث فولاذ سبائكي ماركة H21M2T2A (Fe-Ni-Al-Ti) بحسب المواصفة الروسية، ذو بنية مؤلفة من طورين بحيث يتغير التركيب الطوري ويحدث تحول على نطاق واسع بين الطورين $\alpha \leftrightarrow \gamma$ phases كي نحصل على البنية المارتنستية الأوستنستية المركبة ذات الخواص المميزة من حيث المتانة واللدونة، وقد قمنا باستخدام عينات من الفولاذ السبائكي القليل الكربون، الذي لا يحتوي على عنصر الكوبالت Co الغالي الثمن، في حين يحتوي على كمية قليلة من عنصر المولبدنيوم Mo، وبيّن الجدول (1) التركيب الكيميائي Chemical composition لهذه السبيكة بعد اختبارها على جهاز التحليل الطيفي ماركة سبكتروميتر Spectrometal لتحديد نسب العناصر الداخلة فيها.

عرضت العينات الفولاذية إلى عملية تقسية Hardening في درجة حرارة 950 °C ومدة ساعتين، ثم أخضعت لعملية (السقاية Quenching) التبريد السريع في الزيت إلى ما دون نقطة التحول المارتنستية Ms من أجل الحصول على بنية ثنائية التركيب من المارتنسايت والأوستنايت. ونظراً إلى أن كمية نسبة النيكل في السبيكة كبير $\approx 20\%$ وكمية الكروم معدومة فإنه يمكن الحصول

قطرا الطبعة عند تكبير X400 ثم أخذ القطر الوسطي.

دُرست الخواص التريبولوجية Tribological Properties للعينات ذات المقطع الاسطواني بقطر $\phi 12$ mm وسماكة 10 mm على آلة الاحتكاك عند سرعة انزلاق ثابتة ($v = 1$ m/s) وحمولة نوعية (1 MPa) و استخدم العنصر الحاك من الفولاذ السباتكي المقسى الذي تصل قساوته إلى ($58 - 60$ HRC) بحسب مقياس روكويل لقياس القساوة، أُجري اختبار الاهتراء في ظروف الاحتكاك الجاف (الوسط - هواء)، واستخدمت العينات المعالجة بالنتردة كجسم ثابت في حين كان القرص المتحرك هو من الفولاذ المقسى الذي يدور بسرعة منتظمة [12,13]. وقد قيسَت كمية الاهتراء وزنياً I بحيث وزنت العينة قبل التجربة m_0 [mg] وبعد التجربة m_1 [mg] ثم قسّم فارق الوزنين على سطح العينة المعرض للاحتكاك S [cm²]، ثم قسّم الناتج على مسافة الاحتكاك l [km] التي قطعتها العينة، ووصلت هذه المسافة إلى $l = 1$ km، وذلك بحسب العلاقة الآتية:

$$I = \frac{m_1 - m_0}{S \cdot l}, [mg / sm^2.km]$$

ومن أجل تحديد الخواص الميكانيكية فقد استُخدمت عينات عيارية ذات قطر أصلي $d_0 = 6$ mm وطول أصلي $L_0 = 30$ mm، وقد أُجري الاختبار على آلة الاختبارات العامة Instron لعينات معرضة لعملية معالجة (النتردة + التقسية والإرجاع) وأخرى غير معرضة لعملية النتردة أي خضعت لعملية التقسية والإرجاع فقط.

والأوساخ بغسلها بالغول الإيتلي، إذ سخنت العينات في البداية حتى درجة حرارة 150°C ثم ضُخَّ الغاز إلى داخل الفرن أُجريت عملية النتردة إلى درجة الحرارة والزمن المطلوبين وبعدها تم التبريد داخل الفرن ثم نقلت إلى فرن الإرجاع في درجة الحرارة المطلوبة للحصول على عملية الإرجاع. قيسَ بعد ذلك قطر الحبيبات بواسطة المجهر الضوئي ماركة Galileo عند تكبير X400 الذي كان في حدود 8-9 درجات بحسب الستاندر الروسي Gost5639-79. وحُدِّدَت كمية المارتنسايت في جهاز تحديد نسبة المغناطيسية أنيزومتر Anisometre ماركة Akoulov الذي يعتمد على تحديد نسبة المارتنسايت أو كميته في السبيكة اعتماداً على الخاصية المغناطيسية، لأن المارتنسايت هو مغناطيسي Ferromagnetic في حين تكون النسبة المتبقية هي الأوستنايت غير المغناطيسي Paramagnetic، وكانت الكمية بحدود 89% مارتنسايت (α -BCT) و 21% أوستنايت متبقي (γ -FCC) عند التبريد في الزيت، كما أُجريت التبريد (السقافية) بواسطة غاز الأرجون بعد عملية التقسية ووصلت كمية المارتنسايت الحاصلة إلى 95% في حين كانت كمية الأوستنايت المتبقي في حدود 5%. وقد دُرست البنية المجهرية للطبقة المنتردة والقلب بالطرائق الميتالوغرافية بواسطة المجهر الضوئي عند تكبير X400 لعينات اسطوانية الشكل قطرها $\phi 12$ وارتفاعها 10 mm، إذ حُضرت العينات بواسطة الشد والتلميع للسطح ثم خُرشت Etching بواسطة حمض الأزوت الممدد بالماء HNO_3 5% ومن ثم غُسِلت بالماء وجففت بالهواء الساخن، كما قيسَت القساوة الميكروية Microhardness بواسطة المجهر الضوئي ماركة Galileo Durametria المزود بجهاز لقياس القساوة الميكروية بحسب طريقة فيكرز Vicker's Indenter عند حمولة قدرها 50 gr (0.49 N)، في حين كانت مدة التحميل كانت بحدود 20 sec، وقيسَ

الجدول (1) التركيب الكيميائي لسبيكة فولاذ التجربة (Fe-Ni-Al-Ti) H21M2T2A

النسبة الوزنية, Wt%										
Fe	C	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	Mn	Si	S	P
ball	0.03	19.3	1.56	1.6	0.35	0.20	0.08	0.06	0.007	0.006

إن النتروجين والهيدروجين الذريان أو الوليدان الناتجان عن المعادلتين (1) و (2) هما غير ثابتين أو غير مستقرين وسوف يتحدان مع مثيلتيهما من الذرات ليشكلا الجزيئات. ولكن تحدث عملية انتشار النتروجين في الحالة الذرية عند درجة حرارة النتردة ويتغلغل ببطء إلى داخل الهيكل الشبكي للحديد ويتحد معه في روابط ذرية مشكلاً نتريد الحديد، إلا أن انتشاره يكون أسرع من انتشار الهيدروجين فلا يلبث الأخير إلا أن يتحد مع ذرات الهيدروجين الوليدة الأخرى ليشكل جزيء الهيدروجين H₂ مرة أخرى دون التغلغل إلى داخل سطح الفولاذ.

إن النتروجين الجزيئي لن يتفكك إلى النتروجين الذري (الوليد) إلا بوجود حرارة كافية، كما يلاحظ أن النتروجين الجزيئي لا يذوب أو ينتشر إلى داخل السطح المعالج، لذلك يؤدي سطح الفولاذ المسخن دور المحفز من أجل تفكيك النتروجين الجزيئي إلى النتروجين الوليد الذي ينتشر ويتغلغل إلى داخل السطح المعالج. ونتيجة هذا الانتشار يحدث النمو السطحي أو الحجمي للفولاذ الذي يتعلق بنظام الإشباع سواءً زمن الثبات الحراري Isotherm أو درجة الحرارة، وبانخفاض درجة الحرارة فإن وجود العناصر السبائكية في الفولاذ سوف تساعد على البدء بتشكيل المحلول الصلب solid solution للنتريدات المستقرة.

يبين الشكل (4 & 3) البنية المجهرية للخليطة الفولاذية المستخدمة قبل عملية النتردة وبعدها في نظام إشباعي

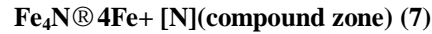
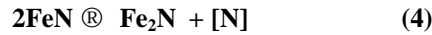
6. النتائج والمناقشة:

درست في هذا البحث البنية المجهرية Microstructure والتركيب الطوري Phase composition والخواص الميكانيكية والتريبولوجية Mechanical, tribological properties للفولاذ السبائكي المعرض لعملية النتردة.

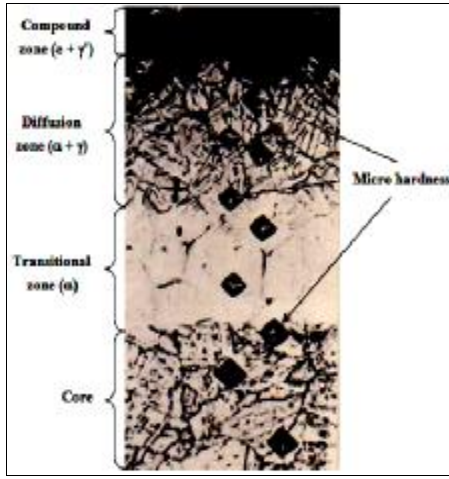
قسمت العينات إلى قسمين: عرض القسم الأول من العينات لعملية التقسية Hardening ثم الإرجاع Tempering فقط، وعرض القسم الثاني لعملية النتردة Nitriding فضلاً عن عملية التقسية والإرجاع.

تتحقق آلية انتشار النتروجين في وسط إشباعي مؤلف من غازي الهيدروجين والنتروجين في أثناء عملية النتردة الغازية على سطح المعدن لإفراز النتروجين الذري أو الوليد [N] الذي يترسب ويتغلغل إلى عمق العينة مشكلاً نتريدات الحديد والعناصر السبائكية المختلفة الداخلة في الفولاذ المستخدم التي تشكل نتريدات ثابتة ومستقرة [4] عند درجة حرارة النتردة، تسهم في زيادة القساوة للطبقة السطحية [14]، وتؤدي دوراً أساسياً في منع تقشر Spilling السطح المعدني [15].

يبدأ غازا النتروجين والهيدروجين بالتفكك عندما يتعرضان للحرارة بحسب المعادلات الآتية:



وهي عبارة عن نتريدات مستقرة تسمى بمنطقة الانتشار Diffusion Zone، ثم المنطقة الانتقالية Transitional Zone التي هي عبارة عن محلول صلب لعنصر النتروجين والعناصر السباتكية في الهيكل الشبكي للحديد، إذ تُظهر الزيادة في التكبير أن الطور α - phase عبارة عن جزيئات ميكروية من المركبات المعدنية المختلفة مثل: Ni_3Ti , Fe_2Mo , Fe_3Ti وغيرها فضلاً عن عنصر النتروجين المنحل في الطور - α ، [16].



الشكل (4) البنية المجهرية للطبقة المنتردة (510° - 8h) مع تدرج القساوة الميكروية لها X400.

وتظهر تحت هذه المنطقة منطقة القلب Core، التي تتعرض لتغير ملحوظ. وبغض النظر عن الاختلاف الشديد في البنية المشار إليها في هذه المنطقة لم يلاحظ تغير في القساوة الميكروية بشكل فجائي، وهذا يمكن شرحه فيما يأتي:

أولاً- تتم عمليات التقسية بالترسيب أي التقسية مع مرور الزمن عند درجات حرارة النتردة وخاصة تصليد الطور α' مما يؤدي إلى رفع قساوته حتى $Hv \approx 600$.

ثانياً- وجود عدد كبير من الأطوار البينية على حدود الحبيبات التي هي عبارة عن فراغات Vacancies أو

كما يبيّن تدرج القساوة الميكروية من السطح الخارجي حتى القلب Core. حيث يظهر الشكل (3) البنية المجهرية للفولاذ المعرض لعملية التقسية والإرجاع دون المعالجة بالنتردة لخليطه تحتوي على طورين $M(\alpha') = 95\%$ (مارتنسيت) و $\gamma = 5\%$ (أوستنايت متبقي)، التي هي عبارة عن محاليل صلبة للعناصر الداخلة في السبيكة في الهيكل الشبكي للحديد BCT- (α') ، و (γ) FCC. ومن الملاحظ عدم الحصول على الطور $\alpha' = 100\%$ في هذا البحث لمثل هذه السبيكة، أي الحصول على كمية خالصة من المارتنساييت.



الشكل (3) البنية المجهرية لفولاذ التجربة المعرض للتقسية والإرجاع فقط دون عملية النتردة مع إظهار القساوة الميكروية X400.

وتصل القساوة الميكروية لهذه الخليطة هنا إلى $Hv = 320$ فقط، كما هو مبيّن في الشكل (5-المنحنى 1). تتغير البنية المجهرية بعد عملية النتردة الغازية للفولاذ السباتكي ذي البنية المركبة، ويمكن إظهار ثلاث مناطق مختلفة التركيز: الطبقة السطحية ذات لون قاتم تمتلك بنية حبيبية ناعمة تتألف من طورين $(\epsilon + \gamma)$ تسمى بالمنطقة المركبة Compound Zone، وتحتها طبقة تتكون من طورين أيضاً $(\alpha + \gamma)$ من المحاليل الصلبة للعناصر السباتكية المختلفة في الهيكل الشبكي للحديد المشبع بالنتروجين،

الإشباع بين (480-600°C). ومن الملاحظ أن تأثير درجة الحرارة على بنية الطبقة المنتrede وسماكتها كان كبيراً، ويمكن الحصول على أكبر سماكة للطبقة المنتrede عند درجة حرارة 600°C تصل إلى 180µm وأقل سماكة تكون عند 480°C تصل إلى حدود 55µm. ومن المهم الإشارة إلى أن زيادة درجة حرارة الإشباع يؤدي إلى زيادة سماكة الطبقة المنتrede وزيادة في الصفاة. ويشير الباحث [5] إلى أن زيادة درجة الحرارة فوق 700°C يؤدي إلى تناقص كبير في سماكة الطبقة المنتrede.

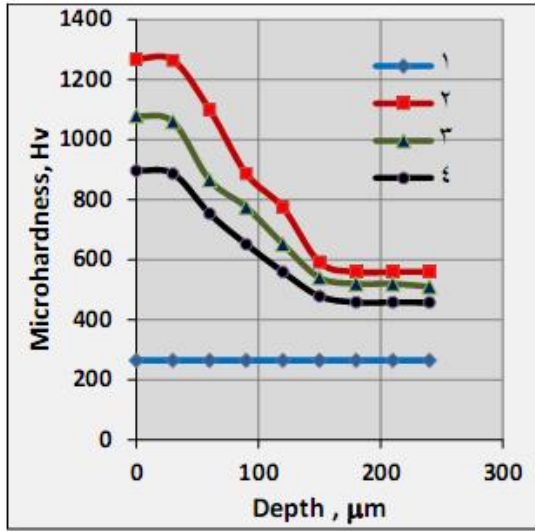
الجدول (2) تأثير درجة حرارة الإشباع في سماكة الطبقة المنتrede وقساوتها

نظام الإشباع		السماكة، µm	القساوة الميكروية، Hv
T, °C	τ, h		
480	8	55	1250
510	8	120	1245
540	8	150	1230
570	8	170	1050
600	8	180	870

درُس في هذا البحث أيضاً تأثير درجة الحرارة لعملية النتردة في الخواص الميكانيكية للفولاذ ذي البنية المركبة في المجال الحراري (480 - 510°C) التي تشهد زيادة كبيرة وملحوظة في القساوة الميكروية والتمانة (مقاومة الشد). كما لوحظ أنه عند ارتفاع درجة الحرارة أعلى من 510°C يؤدي إلى تناقص القساوة الميكروية للطبقة المنتrede بشكل بطيء (Hv≈0.4) أي بحدود (≈4 MPa/°C) لكل درجة حرارة. في حين يؤدي ارتفاع درجة الحرارة إلى أعلى من 540°C إلى تناقص شديد في قيم القساوة بحدود (Hv≈6)، أي بحدود (≈60 MPa/°C) لكل درجة حرارة، وهو ما يؤكد نقصان درجة الترسيب للأطوار النتريدية، وانخفاض درجة تماسكها مع بعضها بعضاً، كما هو مبين في الشكل (6).

أماكن انتقال شديد لذرات النتروجين الوليد باتجاه العمق، أي انتشارها نحو الداخل يسمح بتركيز كبير في ذرات النتروجين التي تؤدي إلى تناقص قساوة الطبقة المنتrede (التمانة) بشكل مستمر كلما اتجهنا إلى الداخل أي عبر عمق القطعة المعالجة وبشكل انسيابي. ويؤدي تشكل الأطوار النتريدية في طبقة الانتشار إلى زيادة القساوة الميكروية بشكل ملحوظ، إذ تصل قساوة الطبقة المنتrede للفولاذ عند نظام إشباعي (510°C, 8h) إلى Hv=1245 مقارنة بالفولاذ غير المعالج بالنتردة، أي أكبر بأربع مرات، وتدرج بالقساوة الميكروية بحسب المناطق المختلفة لطبقة النتردة، كما هو مبين في الشكل (4). يلاحظ أيضاً أن قساوة الفولاذ المعالج بالنتردة عند درجة حرارة أدنى أي في حدود (480°C, 8h) تكون أعلى بقليل مقارنة بأنظمة الإشباع الأخرى التي تكون عند درجة حرارة أعلى، ولكن هناك فارق بقساوة قلب العينة Core، التي تكون أقل من قساوة القلب عند ارتفاع درجة حرارة النتردة، ولوحظ أيضاً أن الهشاشة تكون أكبر ومن ثم اللدونة تكون أقل، كما هو مبين في الشكل (5) الذي يبين علاقة القساوة الميكروية بالعمق للطبقة المنتrede لفولاذ التجربة، وهو ما يسمح بالإشارة إلى تشكيل البنية المركبة (ε+γ) على حساب تشكيل المنطقة الانتشارية (α+γ).

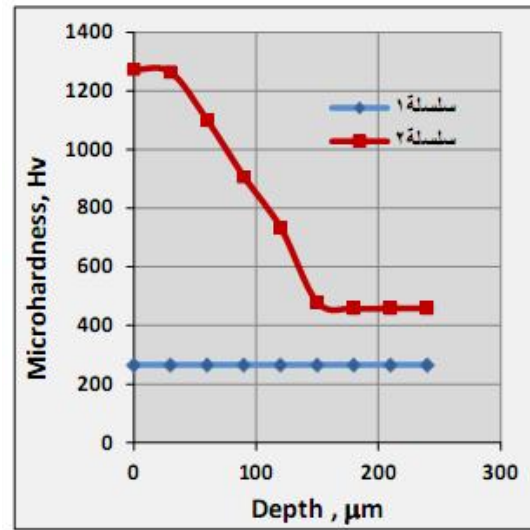
يوضّح الجدول (2) تأثير نظام الإشباع الانتشاري بالنتروجين Nitriding في عمق الطبقة المنتrede للفولاذ السباتكي ذي البنية المركبة المارتنسيكية الأوستنيتية (α+γ)، إذ يلاحظ من الجدول أن ازدياد عمق الطبقة المنتrede يتعلق بارتفاع درجة الحرارة (T) وبالزمن (τ) Time، وقد أجريت عملية النتردة عند ثبات الزمن τ=8h= constant، في حين راوحت درجة حرارة



الشكل (6) علاقة القساوة الميكروية للطبقة المنتردة بدرجة حرارة التردة و بالبعد عن السطح للفولاذ السباتكي: 1- غير معالج بالنتردة (تقسية وإرجاع فقط)، ومعالج بالنتردة عند نظام إشباع، و 2- (510°C - 8h)، و 3- (570°C - 8h)، و 4- (600°C - 8h)

دُرست الخواص الميكانيكية على آلة الاختبارات العامة Instron لعينات معالجة بالنتردة و الإرجاع معاً وأخرى لعينات غير معرضة لعملية التردة أي خضعت لعملية تقسية وإرجاع فقط، وذلك من أجل تحديد مقاومة الشد وإجهاد الخضوع والمطيلية، حيث استخدمت عينات عيارية ذات قطر اسمي $d_0=6\text{mm}$ وطول قياسي $L_0=30\text{mm}$. وقد تبين أن مقاومة الشد (المتانة) للفولاذ المدروس غير المعرض لعملية التردة، أي فقط معرض لعملية التقسية والإرجاع تصل إلى (UTS=1200MPa)، في حين تصل المطيلية (الدونة) إلى (EI = 12 - 15%). وتزداد مقاومة الشد بشكل ملحوظ إلى نحو (2) مرتين تقريباً لتصل إلى حدود (UTS = 2050MPa)، في الفولاذ المعرض لعملية التردة عند نظام إشباع (480 - 510°C) ثم الإرجاع، في حين تتناقص المطيلية إلى نحو (4) مرات لتصل إلى (EI = 2 - 3%)، ومن صفات هذه السبيكة أنها ذات متانة عالية ولدونة منخفضة.

يشير تناقص القساوة الميكروية عبر العمق وبشكل انسيابي، كلما اتجهنا نحو الداخل (القلب) دون تغيير فجائي إلى تناقص متساوٍ في كمية النتروجين كلما ابتعدنا عن السطح، وتتفق هذه الطبيعة مع درجات الحرارة كلها لعملية التردة. إن الغياب المفاجئ لنقصان كمية النتروجين في طبقة الإشباع (منطقة الانتشار) قد يكون سببها وجود كمية كبيرة من الأطوار البينية على حدود البنية المركبة ($\alpha'+\gamma$)، التي تظهر عند تسريع عملية انتشار النتروجين الوليد.



الشكل (5) علاقة القساوة الميكروية للطبقة المنتردة بالبعد عن السطح للفولاذ السباتكي، (1) غير معالج (تقسية وإرجاع)، (2) معالج بالنتردة (480°C - 8h)

ويمكن شرح عملية تسريع الانتشار على حدود الأطوار البينية بوجود التردة الجيدة لهذه السباتك ذات البنية المركبة ($\alpha'+\gamma$) بسبب وجود الأماكن الفارغة Vacancies، مما يسمح بتشكيل طبقة سطحية منتردة سميكة تصل إلى حدود (120 - 180 μm) خلال مدة ثبات حراري قصيرة (8 h).

وهذا ما يؤكد انخفاض المتانة ومن ثمَّ نقصان درجة الترسيب للأطوار النتريدية الداعمة Reinforcement وانخفاض درجة تماسكها مع بعضها بعضاً وتضخم حبيباتها، ومن ثمَّ تتناقص المتانة على حساب زيادة المطيلية. إن الثبات الحراري عند درجة حرارة عملية النتردة من دون التغذية بغاز النتروجين أي حدوث عملية إرجاع فقط (الجدول 3 - الصف T) يؤدي إلى تقسية شديدة ونقصان في المطيلية، كما هو الحال في عملية النتردة والإرجاع معاً (الجدول 3 - الصف (N+T)). ومنه فإن الخواص الميكانيكية للعينات المنتردة لا تتعلق كثيراً بقساوة الطبقة المنتردة، وعلى العكس فإن عملية النتردة تحسن الخواص الميكانيكية لقلب العينة Core.

يبين الجدول (3) أهم الخواص الميكانيكية للفولاذ المدروس والمعرض لعملية النتردة بعد التقسية والإرجاع، وآخر غير معرض للنتردة وإنما خضع لعملية إرجاع فقط بعد عملية التقسية. تؤدي زيادة درجة حرارة المعالجة لعملية (النتردة+الإرجاع) حتى (540°C) إلى نقصان المتانة نحو (2%) ولكن تزداد المطيلية بنحو (2) مرة. وبالنتيجة تحافظ السبيكة على متانة عالية (مقاومة شد) ($UTS \approx 2000\text{MPa}$)، وتصبح المطيلية (اللونة) قبولة ($EI = 6\%$). أمّا عند زيادة درجة الحرارة لعملية النتردة حتى ($570 - 600^{\circ}\text{C}$) تلاحظ زيادة في كمية الطور المركب وخاصةً زيادة كمية الطور (γ - phase) على حساب نقصان كمية الطور (α' - phase).

الجدول (3) الخواص الميكانيكية للفولاذ السباتكي قبل عملية النتردة وبعدها

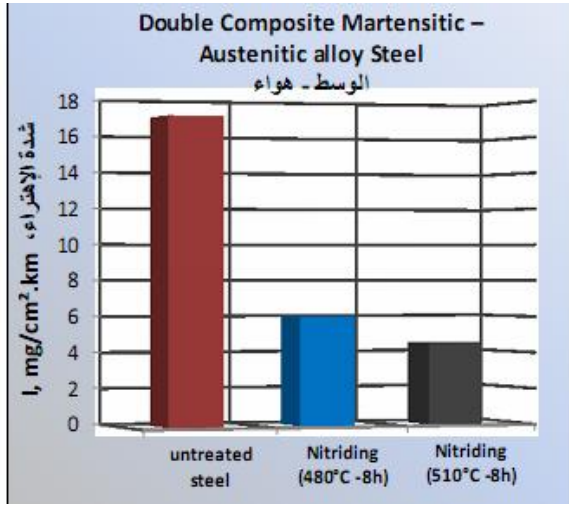
درجة الحرارة ونوع نظام المعالجة		المتانة				المطيلية	
		Hv, Surf.	Hv, Core	σ_u [MPa]	σ_y [MPa]	EI, %	
Hardening ($950^{\circ}\text{C} - 3\text{h}$) (الحالة الأصلية بلا نتردة)		260	260	1100 - 1200	900 - 960	12-15	
480°C	N + T	1250	460	2080	1920	2	
	T	460	460	2000	1900	2	
معالجة مركبة ($\alpha' + \gamma$)	510°C	N + T	1245	550	2040	1820	3
		T	550	550	1950	1800	4
	540°C	N + T	1230	530	1960	1780	6
		T	530	530	1900	1780	6
570°C	N + T	1050	480	1650	1450	8	
	T	480	480	1600	1440	8	
600°C	N + T	870	450	1430	1220	9	
	T	450	450	1390	1210	9	

ثابتة ($v = 1\text{ m/s}$) وحمولة نوعية (1MPa)، حيث أجري اختبار الاهتراء في ظروف الاحتكاك الجاف (الوسط-هواء). ولرفع مقاومة الاهتراء من الضروري زيادة سماكة الطبقة المنتردة وخاصة طبقة النتريدات ($\epsilon + \gamma$) وكذلك الطبقة الواقعة تحتها مباشرة. يمكن تحقيق ذلك

إذ إن: (T) - إرجاع فقط، (N+T) - نتردة + إرجاع

دُرست الخواص التريبولوجية Tribological Properties للعينات المعرضة لعملية النتردة وقورنت النتائج بعينات أخرى غير منتردة على آلة الاحتكاك عند سرعة انزلاق

تتشكل بنية ذات سماكة كافية من الطبقة المنتردة المتماصة مع القلب، كما أنها تمتلك قساوة سطحية كبيرة تستطيع تأمين المتانة العالية المطلوبة والمطيلية الجيدة للقلب، وهي: $(530 \pm 10^\circ\text{C})$.



الشكل (7) مقارنة شدة الاهتراء بين الفولاذ ذي البنية المركبة المعالج بالنتردة عند أنظمة مختلفة وغير المعالج.

7. الاستنتاجات:

1. لا تتعلق سماكة الطبقة المنتردة بكمية الطور γ - phase عند نتردة الفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنيسيتية - الأوستنيتية المركبة ($\alpha' + \gamma$) الحاوية على نسبة لا تقل عن (γ - 50%)، في حين زيادة نسبة الطور γ - phase على 50% يؤدي إلى تناقص تدريجي في عمق الطبقة المنتردة بشكل كبير تصل حتى 3-4 مرات.

2. تتم عملية انتشار النتروجين عبر حدود الحبيبات للأطوار α' و γ في الفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنيسيتية- الأوستنيتية المركبة.

3. تتشكل طبقة سطحية منتردة غير قصفة مستقرة ومتماصة مع القلب عند دمج عملية النتردة مع عملية

عن طريقين: إمّا عن طريق زيادة زمن عملية النتردة، أي زيادة زمن الثبات الحراري للفولاذ المعالج وهو غير مجدٍ ويتطلب زمناً طويلاً. وإمّا عن طريق رفع درجة حرارة الإشباع لعملية النتردة، وهذا أفضل وأسرع. إن رفع درجة حرارة الإشباع لنظام النتردة من $(480 - 600^\circ\text{C})$ يسمح بزيادة سماكة الطبقة المنتردة والحفاظ على قساوة سطحية عالية ومن ثمّ مقاومة اهتراء كبيرة أعلى بـ (2,5 - 3,5) مرة مقارنة بالفولاذ غير المعرّض للمعالجة بالنتردة.

وقد لوحظ أن أفضل نتائج تم الحصول عليها عند نظام نتردة $(510-540^\circ\text{C})$ بسبب الحصول على طبقة سطحية عالية القساوة متراصة ومتناسقة وقليلة المسامية، أي قليلة الهشاشة وذات بنية داخلية مركبة ($\alpha'+\gamma$) متماصة مع السطح، تمتلك قساوة جيدة مقارنة ببقية أنظمة المعالجة لهذا سبب، أمّا بالنسبة إلى الفولاذ المعرّض للتقسية والإرجاع فقط أي لا يتعرّض لعملية النتردة فإن مقاومة الاهتراء عند الشروط نفسها تكون أقل، وذلك لعدم تشكل بنية ثانوية لنواتج الاحتكاك في أثناء عملية الاهتراء ويحصل التشوه اللدن بشكل أسرع، كما لوحظ أن مقاومة الاهتراء عند درجة حرارة النتردة 480°C تكون أقل مما هو عليه عند درجة حرارة النتردة الأعلى؛ وذلك نظراً إلى زيادة الهشاشة وانخفاض المطيلية في نظام النتردة الأول واحتمال عدم الوصول إلى البنية المارتنيسيتية - الأوستنيتية المركبة، كما هو مبين في الشكل (7).

وبتحليل طبيعة تغيير البنية الميكروية والخواص الميكانيكية والترايبولوجية للفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنيسيتية - الأوستنيتية المركبة في درجات الحرارة المختلفة لعملية النتردة والإرجاع، يلاحظ تحسّن في هذه الخواص، ومن ثمّ يمكن الوصول إلى درجة الحرارة المثلى لعملية المعالجة الكيما- حرارية (النتردة+ الإرجاع) التي عندها

الإرجاع في عملية واحدة.

4. تؤدي عملية التبردة إلى استقرار وثبات في الفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنسييتية - الأوستنيتية المركبة ($\alpha'+\gamma$) في مجال درجات حرارة نظام الإشباع تراوح بين $510-600^{\circ}\text{C}$.

5. تزداد سماكة الطبقة المنتردة مع زيادة درجة حرارة عملية الإشباع بالنتروجين وتصل إلى أكبر سماكة عند 600°C وعندها تتناقص كمية الطور ϵ -phase وتزداد كمية الطور γ -phase.

6. تكون درجة الحرارة المثلى لعملية التبردة المدمجة مع عملية الإرجاع للفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنسييتية- الأوستنيتية المركبة ($\alpha'+\gamma$) بحدود $530\pm 10^{\circ}\text{C}$ و زمن ثبات حراري قصير نوعاً ما (8 h).

7. تصل سماكة الطبقة المنتردة للفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنسييتية - الأوستنيتية المركبة ($\alpha'+\gamma$) إلى $120-180\mu\text{m}$ ، في حين تصل القساوة السطحية إلى حدود $Hv\approx 1200$ بحسب فيكرز.

8. تحسن عملية التبردة للفولاذ السباتكي ذي البنية المارتنسييتية - الأوستنيتية المركبة ($\alpha'+\gamma$) من الخواص الميكانيكية وخاصة مقاومة الشد الكبيرة $UTS = 2000\text{MPa}$ واللدونة (المطيلية) الجيدة للقلب $EI \approx 6\%$.

9. تزداد مقاومة الاهتراء مع زيادة درجة حرارة عملية الإشباع بالنتروجين، و يلاحظ ارتفاع مقاومة الاهتراء إلى نحو (3,5 - 2,5) مرة للفولاذ السباتكي المعالج بالتبردة مقارنة بالفولاذ نفسه ولكن غير المعالج أي المعرض للتقسية والإرجاع فقط.

- and techniques confes conference AVIA(2003), v.3,pp. 3557-3560, Ukraine.
13. R. Chattopadhyay, "Surface Wear: Analysis, Treatment and Prevention".- Ohio. ASM International 2001.
 14. . E. Totten, Steel heat treatment: Metallurgy and technology, 2nd Ed. Taylor & Francis Group (2007), p.528
 15. C.E.Pinedo, W. A. Monteiro, On the kinetics of plasma nitriding a martensitic stainless steel type AISI 420, // Surface and Coatings Technology 179 (2004) 119–123, Brazil.
 16. A. Triwiyant, S. Mridh, and other, Thermochemical Treatments of Austenitic Stainless Steel in Fluidised Bed Furnace for Improved Mechanical and Tribological Properties, // Int. J. of Mech. and Mat .Engineering (IJMME), Vol. 4 (2009), No. 2, 197-203, Malaysia

المراجع :

1. R.W. Kahn, Physical metallurgy, North-Holland Publ., Amsterdam (1987), p.550
2. A.I. Medved, V.G. Gorbach, Physical and Mechanical Properties alloys Fe-Ni-Al-Ti // Met. And Heat Treat.- Moscow,(1997), N11, pp.68-72.
3. Heat Treatment of Steel, Vol. ASM Handbook, (1991), USA
4. U.M.Lakhtin, Regulation of phases compound and nitrogen composition of nitriding steel, // Met. And Heat Treat.- Moscow, (1996), N1, pp6-11
5. S. Kappaganthu, Y. Sun, Formation of an MN-type cubic nitride phase in reactively sputtered stainless steel-nitrogen films, // Journal of Crystal Growth 267 (2004), pp 385–393
6. N. Martovskaya, T. Tonchev, Effect Nitriding Temperature on Surface and Composition Nitride Zone, // Met. And Heat Treat.- Moscow,(1999), N11, pp.23-27
7. A. Yazdani and other, A new method for deposition of nano sized titanium nitride on steels, // Vacuum 86, Elsevier Ltd (2011), pp 131-139.
8. B. Golibiowski and other, The Effect of Low-Temperature Glow Discharge Nitriding of Duplex Stainless Steel on Absorption and Desorption of Hydrogen, // Journal of solid state phenomena, v.183 (2012), pp 71-80, Poland
9. V.M.Vlasov, V.K.Zelenko, P.I.Malenko, Combination low temperature thermo-chemico treatment of alloy steel, // Met. And Heat Treat.- Moscow, (2002), N6, pp.37-41
10. V. Massardier and other, Kinetic and microstructural study of aluminium nitride precipitation in a low carbon aluminium-killed steel, // Materials Science and Engineering – France (2003) 299- 310
11. J. Iwanow and other, Comparison investigations of wear and corrosion resistance of impregnated nitride layers on carbon and alloyed steels, // ISSN 1392 - 1207. Mechanika. 2006. Nr.5(61), Poland
12. A. Majeed, V. Labunets, Surface hardening of powder materials, 5th International science