

دراسة حركية إعادة البلورة لفولاذ ميكروسبيكي للنئوبيوم (Nb)

تاريخ استلام البحث 07/10/2001 - تاريخ قبوله 12/05/2002

ملخص

تهتم هذه الدراسة بإعادة بلورة فولاذ ميكروسبيكي للنئوبيوم (Nb) مشوه بنسبة 75%. بنية هذا الفولاذ قبل التشويه هي من نوع فريت-برليت وله حجم حبيبي يقدر بـ $11\mu\text{m}$ وصلادة متوسطة $\text{HV}=195$. يعاني هذا الفولاذ من إزالة الكربون عند السطح عند تسخينه إلى درجة الحرارة 950°C ومن ظهور البنية الشريطية عند التبريد بسرعة 0.05°C/s . هذه البنية غير مرغوب فيها إذ تؤدي إلى تباين الخواص الميكانيكية للمادة خاصة خلال عملية التشويه على البارد. تم تشويه الفولاذ على البارد (الدفلة) بنسبة 75%، ونتيجة لذلك ارتفعت الصلادة بمقدار $\Delta\text{HV}=116$ بالنسبة للحالة الابتدائية. بينت نتائج حساب النسبة الحجمية للطور المعاد بلورته عند 600°C بدلالة زمن التلدين أنّ الفولاذ يحقق علاقة جونسن - مهل - أفرامي- كولموغوروف (JMAK). لقد تم استنتاج معامل JMAK وقدر بـ 1.15 وهو يعبر عن سرعة التئوي والنمو لحبيبات الطور المعاد بلورته. تؤكد هذه القيمة ضعف حركية إعادة البلورة وقد يكون السبب في ذلك وجود ترسبات للعناصر الميكروسبيكية.

الكلمات الرئيسية: فولاذ ميكروسبيكي، تشوه، إعادة البلورة، ترسبات.

ف. مزاهي

ز. لعروق

مخبر البنية المجهرية
والعيوب
كلية العلوم
جامعة منتوري
قسنطينة- الجزائر

Abstract

The purpose of this work is to study recrystallization of micro alloyed steel of niobium after 75% reduction. This steel is characterized, in received conditions, by a pearlite - ferrite microstructure with an initial grain size of $11\mu\text{m}$, and a hardness (HV) of 195.

After heating at 950°C and cooling with rate of 0.05°C/s , the decarburation occurred at the surface with a band structure at the core. This structure is undesirable because it caused heterogeneity of mechanical properties during deformation.

After cold work of 75%, the hardness is increased by $\Delta\text{HV}=116$ compared to the received state. The variation of volume fraction of recrystallized grains with time at 600°C is given by equation of Johnson-Mehl- Avrami- Kolmogorov. The value of the constant n (JMAK coefficient) in primary recrystallization is found to be equal to 1.15; this result suggests that the mechanism of primary recrystallization is slow. This may due to the presence of fine precipitates.

Key words: Micro alloyed steel, cold work, recrystallization, and precipitates.

Résumé

Cette étude est consacrée à la recristallisation d'un acier micro - allié au Niobium (Nb) après une réduction de 75%. La structure de cet acier, à l'état de réception est du type Ferrite- Perlite, sa taille de grain est de l'ordre de $11\mu\text{m}$ et sa dureté moyenne est de 195 HV.

Après un chauffage à 950°C et un refroidissement avec une vitesse 0.05°C/s , cet acier souffre de décarburation à la surface, ainsi que l'apparition de la structure de bandes, cette dernière est indésirable car elle conduit à l'inhomogénéisation des propriétés mécaniques, surtout au cours de la déformation à froid.

Après une réduction de 75%, la dureté a augmenté d'une valeur de 116 HV par rapport à l'état initiale. La variation de la fraction volumique de la phase recristallisée à 600°C en fonction du temps de recuit, satisfait la relation de Jonson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Il a été trouvé que la valeur du coefficient du JMAK et de 1.15. Ce résultat suggère que la cinétique de la recristallisation soit faible et cela revient à la présence des précipités des éléments micro-alliés

Mots clés: Acier micro-allié, déformation, recristallisation, précipités.

F. MEZAH

Z. LAROUK

Laboratoire Microstructure et Défauts

Département de Physique

Faculté des Sciences

Université Mentouri

Constantine, Algérie

لقد

أدى البحث عن فولاذ قابلة للتلحيم و التشكيل و ذات صلادة (hardness) جيّدة ولدونة (plasticity) عالية إلى وضع علاقة نصف تجريبية للكربون المكافئ (C.E) (equivalent carbon). يظهر في هذه العلاقة تركيز الكربون والعناصر السبيكية معا، وعبارتها كالتالي [1]:

$$(1) \quad \text{C.E} = \% \text{C} + \% (\text{Mn} + \text{Si}) / 6 + \% (\text{Ni} + \text{Cu}) / 15 + \% (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) / 5$$

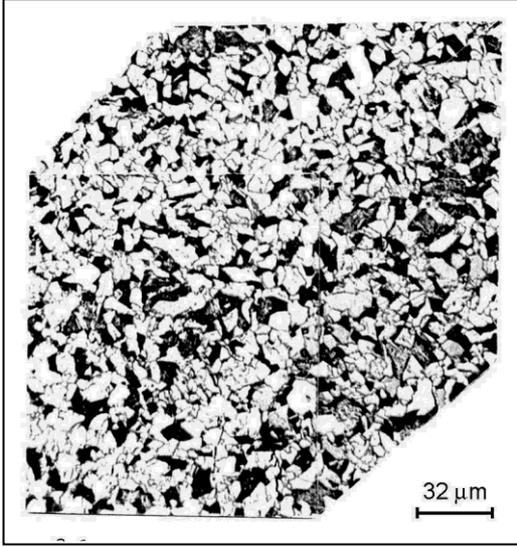
لقد تم تحديد نسبة الكربون المكافئ الحديّة بـ 0.49% من قبل المجموعة الأوروبية سنة 1991 [3,2]. نتيجة لذلك، وبالإضافة

الحرارية لإعادة البلورة فقد تم تحقيقها داخل فرن كهربائي مبرمج، درجة حرارته العظمى 1200°C .

النتائج و مناقشتها

الحالة الابتدائية

بين الفحص المجهرى للحالة الابتدائية أنّ بنية الفولاذ المدروس هي من نوع فريت-برليت (الشكل 1) وهي منتظمة بين السطوح الثلاثة. قدرت نسبة البرليت في هذا الفولاذ بـ 14% و نسبة الكربون المكافئ بـ 0.33% أما الحجم الحبيبي المتوسط فهو $11\mu\text{m}$.



الشكل (1) : البنية المجهرية للفولاذ في حالة الإستقبال.

إنّ نسبة الكربون المكافئ أقل من النسبة الحديّة التي تمّ وضعها من قبل المجموعة الأوروبية فيما يخص قابلية الفولاذ للتلحيم [3،2]، كذلك نسبة الفريت مرتفعة ممّا يسمح بتخفيض سمك صفائح هذا الفولاذ بواسطة التشوه على البارد. إذن، نستنتج من ذلك أنّ الفولاذ المدروس قابل للتلحيم و التشكيل ممّا يوسع مجالات إستعماله.

إنّ المركبات الكربونية التي يمكن أن تتواجد، بالإعتماد على التركيب الكيميائي للفولاذ و الألفة الكيميائية بين الكربون و العناصر السبكية، بالإضافة إلى مركب السمنتيت (Fe_3C) هي كربونتريد النيوبيوم ($\text{Nb}(\text{CN})$) و نترات الألمنيوم (AlN) ومكثفات المغنيزيوم (MnS). حيث أنّ الألمنيوم له ألفة ضعيفة مع الكربون، أمّا ألفته مع النتروجين (N) فهي كبيرة [6]، كذلك فإنّ ألفة المنغنيز للكبريت كبيرة جدًا مقارنة بألفته مع الكربون [7].

قدرت الصلادة المجهرية المتوسطة بـ $\text{HV}=195$ ، وهي قيمة متوسطة نوعا ما لإنخفاض نسبة البرليت و العناصر السبكية، كذلك فإنّ حجم حبيبات الفولاذ متوسط؛ إذن كلّما كان الحجم الحبيبي صغيرا كلّما كان حدّ المرونة عاليا، كلّما ارتفعت الصلادة.

إلى تناقص مخزون العالم من العناصر السبكية وارتفاع ثمنها خلال العشرية الأخيرة تمّ إنتاج فولاذ ميكروسبكية.

تتميز الفولاذ الميكروسبكية باحتوائها على الكربون (C) بنسبة لا تتعدّ 0.2% وزنا والكربون المكافئ بنسبة أقل من القيمة الحديّة، و عناصر سبكية بنسب ضعيفة جدًا مثل التيتانيوم (Ti) و النيوبيوم (Nb) و الفناديوم (V) و الموليبدان (Mo).

تعرف هذه الفولاذ بـ "الفولاذ الميكروسبكية و العالية المقاومة" (high strength low alloy) أي HSLA [2،3]. حيث تشكل العناصر السبكية ترسبات كربونية صلبة صغيرة الحجم والتي لها تأثير كبير في رفع الخصائص الميكانيكية للفولاذ [4].

يستعمل هذا النوع من الفولاذ في عدّة مجالات صناعية للتشكيل كصناعة السيارات وعلب تصبير المواد الغذائية و الصناعة الكربوهيدروية (أنابيب الغاز و البترول). تُشكّل هذه الفولاذ بأبعاد متباينة من أجل استعمالها في هذه المجالات.

العنصر المضاف	C	Nb	Mn	Al	Si	S
النسبة الوزنية(%)	0.13	0.034	1.21	0.018	0.33	0.008

الجدول (1) : التركيب الكيميائي للفولاذ المدروس.

تمتاز التركيب الكيميائي لهذا الفولاذ بكونه يحتوي على نسبة ضئيلة جدا في Nb و Al (الجدول 1). تهدف هذه الدراسة أساسية إلى دراسة تأثير هذه العناصر على إعادة بلورة الفولاذ بعد تشويه على البارد. نتيجة للتشويه، ترتفع الصلادة ويفقد الفولاذ خصائص اللدونة، و بإعتبار أنّ البنية المشوهة هي بنية غير مستقرة ترموديناميكيا. لذا تتبع دوما عملية التشويه بمعالجات حرارية للتلدين تتم خلالها عملية الترميم (recovery) و إعادة البلورة (recrystallization).

الطرق التجريبية المستعملة

تهتم هذه الدراسة بثلاثة حالات: الحالة الابتدائية و حالة التشوه على البارد و حالة إعادة البلورة. أُستعمل المجهر الضوئي الذي يمتاز بحقل كبير من نوع MM6 (LEITZ) لدراسة البنية المجهرية. تمّ حساب الحجم الحبيبي (d) وفق طريقة الدوائر الثالث لأبرامس [5] و النسبة الطورية (Xv) وفق طريقة الخطوط المعترضة. لقد تمّ إستعمال إختبار فيكرز (HV) لقياس الصلادة بواسطة جهاز من نوع (LEITZ-WETZLER 6844-Germany). كذلك أُستعمل جهاز التمدد الحراري (ISA) من نوع (DI 24) مجهز بحاسوب لمعرفة نقاط التحولات الطورية. تمّت عملية التشويه على البارد بإستعمال آلة Marshall Richard و Barcro هي مدرفلة تجريبية ثنائية عكوسة، أمّا المعالجات

يمتاز منحنى التمدد الحراري المباشر عند التسخين بظهور قمتين تمثلان درجة حرارة بداية و نهاية التحول الطوري Ac_1 و Ac_3 على التوالي، و عند التبريد بوجود Ar_1 و Ar_3 . قَدَّرت نقطتا التحول الطوري بـ:

- عند التسخين: $Ac_1=733.2^\circ C$ ، $Ac_3=862.5^\circ C$

- عند التبريد: $Ar_1=791.5^\circ C$ ، $Ar_3=645.5^\circ C$

تعطى نقطتا التحول عند الإتزان كما يلي:

$Ae_1=690.0^\circ C$ ، $Ae_3=827^\circ C$

حيث: $Ae=(Ac+Ar)/2$

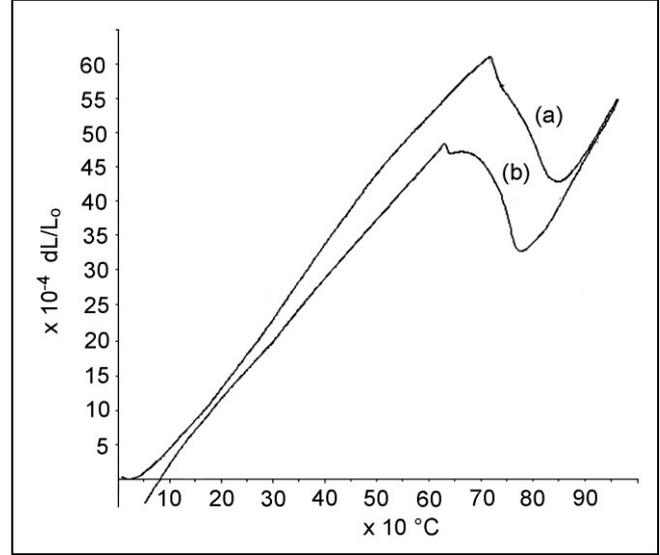
علمًا أنّ كل العناصر السبيكية الموجودة في هذا الفولاذ ما عدا المنغنيز هي من النوع الذي يُوسع مجال الخليط الطوري لاستقرار الفريت كما توضحه العلاقات النصف التجريبية الخاصة بالفولاذ التي تحتوي على نسبة كربون تتراوح بين 0.07% وزنا و 0.22% وزنا [8]:

$Ac_1=751-26.6C\%+17.6Si\%-11.1Mn\%-22.9Cu\%-23Ni\%+24.1Cr\%+22.5Mo\%-39.7V\%+233Nb\%-169Al\%-898B\%$ (أ-2)

$Ac_3=937-476C\%+56Si\%-19.7Mn\%-16.1Cu\%-26.6Ni\%-4.9Cr\%+38.1Mo-125V\%-19Nb\%+198Al\%-331B\%$ (ب-2)

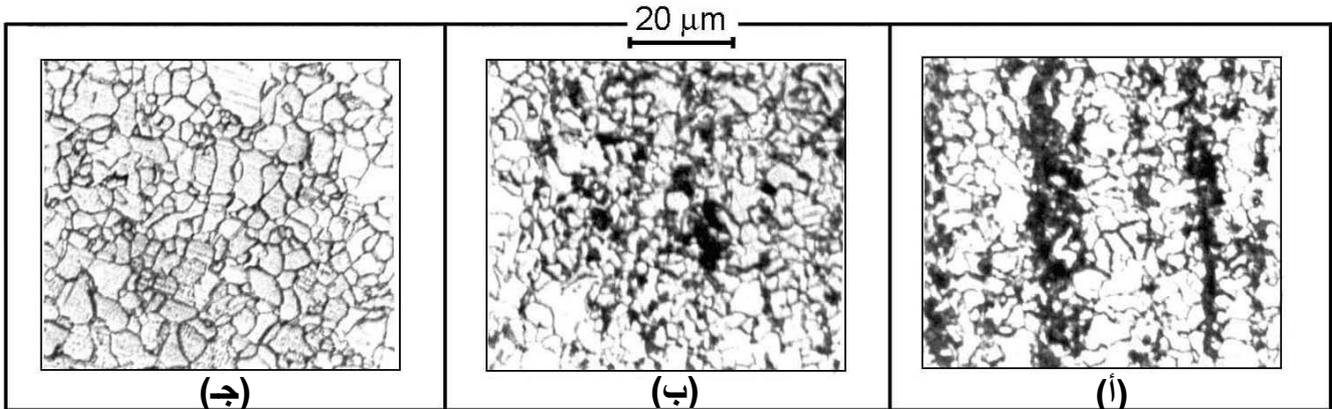
حسب هاتين العلاقتين فإنّ Mn يخفض Ac_1 و Ac_3 لإرتفاع نسبته بمعنى يساعد على إستقرار γ . بيّن الفحص المجهرى بعد هذه المعالجة الحرارية أنّ الفولاذ المدروس يعاني من إزالة الكربون عند السطح الخارجي على سمك قَدَّر بـ $300 \mu m$ (الشكل 3-أ). يرجع هذا إلى الألفة الكيميائية الكبيرة بين الكربون و الأكسجين ممّا أدّى إلى إختفاء الكربون عند السطح، حيث أنّ التفريغ في جهاز التمدد الحراري كان تفريغاً أولياً بالإضافة إلى إرتفاع درجة حرارة التسخين. أمّا في قلب العينة فقد ظهرت البنية الشريطية (الشكل 3-ب)، وهي عبارة عن شرائط متناوبة للفريت و البرليت. لقد شوهدت هذه البنية في أبحاث أخرى [10،9]، وإعتماداً على نتائجهم فإنّ عنصر

عرّضنا هذا الفولاذ لمعالجة حرارية تتمثل في تسخينه بسرعة تقدّر بـ $0.05^\circ C/S$ حتى درجة الحرارة $950^\circ C$ ، وبعد 5 دقائق قمنا بتبريده بنفس سرعة التسخين. أعطت تجارب التمدد الحراري خلال الدورة الحرارية (تسخين-تبريد) منحنى التمدد بدلالة درجة الحرارة $dL/L_0=f(T)$ (الشكل 2).



الشكل (2): منحنى التمدد الحراري المباشر.

إنّ الهدف من هذه المعالجة معرفة نقطتي التحول الطوري لهذا الفولاذ و ذلك لتجنب المجال الثنائي الطور (فريت-أستنيت) خلال إعادة البلورة. علمًا أنّه أدنى درجة حرارة بداية التحول الطوري (Ae_1) يستقر الفولاذ في الخليط الطوري (فريت (α) - سمنتيت)، وأعلى درجة حرارة نهاية التحول الطوري (Ae_3) يُكوّن الفولاذ وحيد الطور الأستنيتي (γ)، وبينهما يُكوّن الفولاذ الثنائي الطور (فريت-أستنيت).



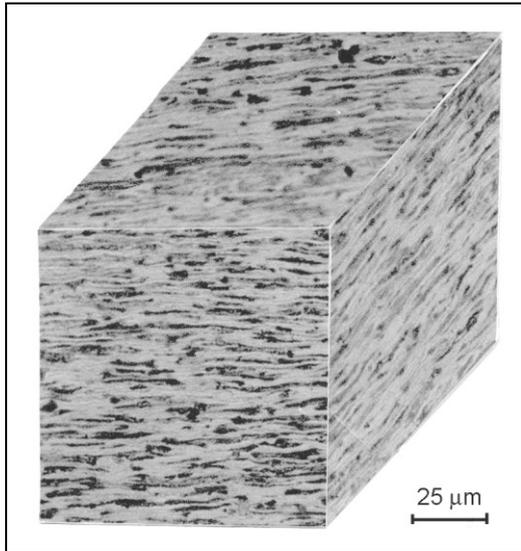
الشكل (3): البنية المجهرية للفولاذ بعد المعالجة الحرارية: (أ) عند مركز العينة - (ب) بين مركز العينة والسطح الخارجي - (ج) عند السطح الخارجي.

قد يعود السبب في ذلك أنّ إزالة الكربون قد وصلت إلى مركز العينة، ممّا أدى إلى انخفاض نسبة الكربون في الفولاذ كلّه لكن بنسب متفاوتة بين السطح و المركز. لقد تكوّنت نتيجة لذلك حبيبات فريتية صغيرة الحجم و ذات حدود حبيبية فقيرة من السمنتيت.

لقد أدّت هذه المعالجة الحرارية إلى إزالة الكربون ممّا يؤدي إلى ضياع في المادة و ضعف الخصائص الميكانيكية؛ غير أنّها سمحت بمعرفة نقطتي التحول الطوري و بالتالي تحديد أقصى درجة حرارة يسمح بها لإعادة البلورة.

حالة التشوه على البارد

أظهر الفحص المجهرى بعد تشويه الفولاذ على البارد بنسبة 75% استطالة الحبيبات بشكل كبير في اتجاه الدرفلة (L) في السطح LT (الشكل 5). لقد ظهرت الحدود الحبيبية على شكل خطوط ليفية متوازية و متقاربة من بعضها البعض.



الشكل (5) : البنية المجهرية للفولاذ مشوه بنسبة 75%.

ارتفعت صلادة الفولاذ بعد عملية الدرفلة على البارد لتصل إلى $HV_2=311$. يرجع ذلك إلى إرتفاع كثافة الإنخلاعات نتيجة للتشويه. نعلم أنّ إجهاد حد المرونة يتناسب مع كثافة الإنخلاعات و بالتالي فإنّ الصلادة تزداد [12].

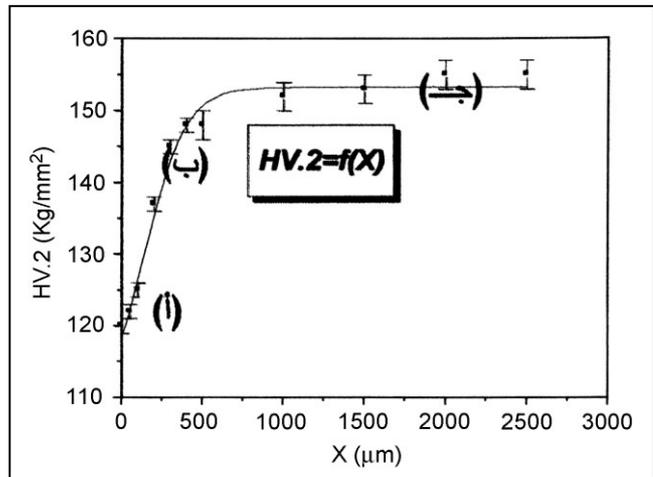
إنّ حالة التشوه حالة غير مستقرة، حيث يتم تحرير الجزء الكبير من العمل المبدول في معدن مشوه على شكل حرارة، و يبقى جزء صغير جدّا على شكل طاقة مخزنة داخل المعدن. هذه الطاقة المخزنة مشتقة من الإنخلاعات المتولدة أثناء التشوه [12]. للعودة إلى حالة الإستقرار تتم معالجة الفولاذ حرارياً أين تحدث عملية الترميم و إعادة البلورة.

المغنيز و سرعة التبريد معا هما المسؤولان عن ظهور هذه البنية. يُفضل المغنيز الإنعزال في البرليت لتكوين السمنتيت الإحلالي من النوع $(Fe, Mn)_3C$.

تعطي البنية الشريطية خصائص ميكانيكية متباينة للفولاذ، إذ تكون الصلادة مرتفعة في شرائط البرليت لإحتوائها على الكربون مقارنة بشرائط الفريت. عند التشويه، يحدث تمدد لمناطق دون أخرى؛ لذا من الضروري تجنب ظهورها.

إنخفض الحجم الحبيبي بعد المعالجة الحرارية إلى $d=6 \mu m$. هذا الإنخفاض راجع إلى أنّه أثناء عملية التسخين إلى $950^\circ C$ لم تتم عملية إنحلال كل الترسبات مثل $Nb(CN)$ و AIN و MnS التي تساعد على إعاقه هجرة و تضخيم الحجم الحبيبي. إنّ هذه الترسبات لا تتفكك إلا في درجات حرارة عالية فمثلاً نترات الألمنيوم AIN تتحل عند درجة $1050^\circ C$ [9،2]، و المكنثفات MnS تكون مستقرة دائماً سواء في درجات الحرارة العالية ($1350^\circ C$) أو المنخفضة. بصفة عامة تكون المركبات الكربونية مستقرة من أجل درجات الحرارة المنخفضة لمجال الأستنتيت [11] كما هو الحال بالنسبة لدراستنا ($950^\circ C$).

ارتفعت الصلادة (الشكل 4) بسرعة ابتداء من السطح الخارجي حتى المسافة $300 \mu m$ (الجزء أ)، و إستمرت في التزايد لكن ببطء بين $300 \mu m$ و $600 \mu m$ من سمك العينة (الجزء ب)، و أخيراً ثبتت ابتداء من $600 \mu m$ حتى مركز العينة (الجزء ج). يرجع عدم تجانس صلادة العينة إلى تباين البنية المجهرية و الذي قد يترجم بتناقص نسبة الكربون بين مركز العينة و سطحها الخارجي. نعلم أنّ للسمنتيت معامل صلادة كبير لذا فإنخفاض نسبته (زوال البرليت) أدى إلى انخفاض الصلادة عند السطح الخارجي للعينة مقارنة بمركزها.



الشكل (4) : منحنى الصلادة للعينة بعد المعالجة الحرارية. انخفضت، بصفة عامة، صلادة الفولاذ رغم صغر الحجم الحبيبي للفريت بعد المعالجة الحرارية (الشكل 4).

حالة إعادة البلورة

عُولج الفلوآذ المشوه حراريا لمدة تتراوح بين 5 دقائق إلى ساعة عند درجة الحرارة 600°C (التي هي أقل من $Ae_1=690^{\circ}\text{C}$). تم حساب نسبة الطور المعاد بلورته بعد كل مدة زمنية حسب طريقة الخطوط المعترضة.

أعطت الحسابات النتائج الموضحة في الشكل (6-أ). ظهر في المراحل الأولى للتلدن عدد قليل من الحبيبات المعاد بلورتها، حيث أن زمن الحضانة الموافق لظهور الحبيبات الأولى أقل من 5 دقائق. ارتفعت سرعة تنوي ونمو الحبيبات مع ارتفاع زمن التلدن. بعد إعادة بلورة نصف المادة المشوهة، أخذت حركية إعادة البلورة في التباطؤ حيث إنخفض عدد مواقع التنوي بسبب ترميم إنخلاعات البنية الفرعية وكذلك بفعل التأثير المتبادل بين الحبيبات التي بدأت في النمو. وهكذا تؤول سرعة إعادة البلورة إلى الصفر عند تمام إعادة البلورة ($X_v=1$). نستنتج من المنحني أن الزمن اللازم لإعادة بلورة هذا الفلوآذ المشوه عند 600°C هو أكبر بقليل من ساعة، وبالضرورة فإن هذا الزمن سيرتفع إذا إنخفضت درجة حرارة إعادة البلورة [12].

إن المنحني $X_v=f(t)$ يحقق علاقة جونسن، مهل، أفرامي، كولموغورف (JMAK) [12]:

$$X_v = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (3)$$

K و n ثابتان يتعلقان بسرعة التنوي و النمو لإعادة البلورة وبشكل الحبيبات النامية. يعرف n بمعامل JMAK. تمت دراسة حركية إعادة البلورة بحساب معامل JMAK و ذلك من خلال رسم المنحني (الشكل 6-ب):

$$\ln \ln(1/(1 - X_v)) = f(\ln t)$$

نستنتج من العلاقة الخطية خلال كل مراحل إعادة البلورة قيمة n، و قدرت بـ 1.15.

إن قيمة n قريبة من الواحد وهذا يتفق مع نتائج أخرى أجريت على الألمنيوم [12]، والنحاس [13]، والحديد [14]، وتختلف قيمته عن الواحد في نتائج أبحاث أخرى أين وجد n قريب من 2 [15-16]، و في دراسة أخرى أجريت على فواليد ميكروسبيكية لـ Mo يتراوح قطر حبيباتها بين $17\mu\text{m}$ و $21\mu\text{m}$ ومشوهة بنسب تتراوح بين 38% و 77% وجد أن n أقل من 1 [17].

يرجع إختلاف قيمة n بين الدراسات في هذا المجال لإختلاف درجة حرارة التلدن و نقاوة المعدن و نسبة التشوه و الحجم الحبيبي الابتدائي. علما أن درجة الحرارة العالية و التشوهات الكبيرة و الحجم الحبيبي الصغير و قلة نسبة الترسيبات داخل المادة يسرع حركية إعادة البلورة [18].

الشكل (6) : تغير النسبة الحجمية للطور المعاد بلورته مع الزمن عند درجة الحرارة 600°C .

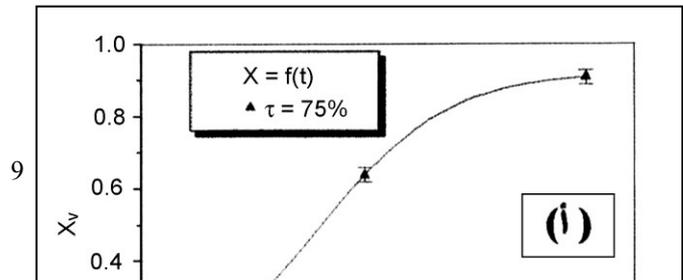
ترجع مختلف الدراسات أن السبب الرئيسي لصغر قيمة n إلى وجود الترسيبات التي تعرقل حركة الحدود الحبيبية مما يؤدي إلى إنخفاض سرعة التنوي و النمو [19,20]. إذن قد يعود صغر قيمة n للفلوآذ المدروس إلى وجود الترسيبات مثل كربونتريد النيوبيوم Nb(CN) و نترات الألمنيوم AlN و مكثفات المنغنيز MnS التي تعرقل حركة حدود الحبيبات.

إنخفضت صلادة الفلوآذ بعد إعادة البلورة لتصل إلى $HV_2=262$ بمقارنته بالفلوآذ المشوه، يرجع ذلك إلى تناقص كثافة الإنخلاعات. تساهم الإنخلاعات التي لها نفس الإشارة في تشكيل حدود حبيبات الطور المعاد بلورته.

إن إنخفاض صلادة الفلوآذ يكسبه لدونة، فتنخفض هشاشة الفلوآذ مما يُسهل عملية تشكيله وبالتالي يوسع مجال إستعماله الصناعي. إن اللدونة من الخصائص الميكانيكية الهامة التي تسمح إعادة البلورة بالحصول عليها بعد عملية التشويه.

الخاتمة

لقد سمحت لنا دراسة الفلوآذ الميكروسبيكي للنيوبيوم في حالة الإستقبال بإستنتاج أن هذا النوع من الفواليد يعاني من إزالة الكربون عند درجة الحرارة 950°C مما يؤدي إلى إنخفاض الخواص الميكانيكية خاصة عند سطح العينة. كما



- [8]- Miyoshi, E., Kunitake, T., Okada, T.Kato, *Tetsu-To-Hagane*, Vol.51, (1965), pp. 2006.
- [9]- Triki A., Thèse de Magister, Constantine, Algérie (1981).
- [10]- Larouk Z., Thèse de Magister, Constantine, Algérie (1982).
- [11]- Priestner R., Zhou C., *Ironmaking and steelmaking*, Vol. 22, N°4, (1995), pp. 326-333.
- [12]- Humphreys M. Hatherly, "Recrystallization and related annealing phenomena", Ed. Pergamon, (1995).
- [13]- Hansen N. and Bay B., *Acta Metall.*, Vol. 29, (1981), pp.65.
- [14]- Michalak J.T., Hibbard W.R., *Trans. ASM.*, Vol.53, (1961), pp. 331.
- [15]- Huang K.P., Form W., *Z. Metallkd.*, Vol.80, (1989), pp.686-691.
- [16]- Hutchinson B., Jonson S., Ryde L., *Script. Metall.*, Vol.23, (1989), pp.671- 676.
- [17]- Farej. A. Mhemed, "Ferrite grain coarsening", Master thesis, UMIST, Manchester, U.K. (1997).
- [18]- Rollett A.D., Srolovitz D.J., Anderson M.P., Doherty R.D., *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, N°12, (1992), pp.3475- 3495.
- [19]- Sun W.P., Militzer M., Bai D.Q., Jonas J.J., *Acta Metall.*, Vol.41, N°12, (1993), pp.3595- 3604.
- [20]- Hodgson P.D., Hazelden L.O., Matthews D.L., Gloss R.E., *Microalloying' 95 Conference proceedings*, Iron and steel society, Inc. Pittsburgh, PA, USA, Vol.6, N°11-14, (1995), pp. 341-353.

□

بينت أنّ سرعة التبريد المنخفضة مع وجود عنصر المنغنيز تؤدي إلى ظهور البنية الشريطية ، وهي بنية غير مرغوب فيها إذ تؤدي إلى تباين الخواص الميكانيكية. وتمّ تحديد درجة الحرارة العظمى لإعادة البلورة بـ $A_{e1}=690^{\circ}C$. أما المعالجات الحرارية التي تمت بعد عملية التنبؤ على البارد فقد بينت أنّ الزمن اللازم لتحقيق إعادة البلورة التامة عند $600^{\circ}C$ هو أكبر بقليل من ساعة، و ضعف حركية التنبؤ و النمو و بالتالي ضعف حركية إعادة البلورة وذلك من خلال حساب معامل JMAK إذ حصلنا على $n=1.15$.

المراجع

- [1]- Pickering F.B., *Mater.Sci. Tech.*, Vol.7, (1992), pp. 335-400.
- [2]- Greday T., Lamberigts M., *Aciers de construction métallique a dispersoïdes*, C.R.M., (1972).
- [3]- Korenzo M., *Advanced topics in materials science and engineering*, (1993), pp. 47-55.
- [4]- Krauss G., *Mater. Sci. Tech.*, Vol.7, (1992), pp.1-40.
- [5]- *ASTM Désignation*, E112-88, (1988).
- [6]- Roos A., "Précis de métallographie appliquée", Dunod, Paris, (1963), pp.331.
- [7]- Priestner R., Zhou C., Ibraheem A.K., "Titanium technology in micro alloyed steel", (1996), pp.150-167.