

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
جامعة منتوري قسنطينة
كلية العلوم الدقيقة
قسم الفيزياء

رقم الترتيب:.....

السلسلة:.....

رسالة

مقدمة لنيل شهادة الماجستير في علوم المواد

فرع: التعدين

الموضوع

دراسة حركية إعادة البلورة الأولية لفولاذ لين موجه لصناعة
الأسلاك

من طرف:

بوحلايس حسيــــن

تاريخ المناقشة: / /

أمام لجنة المناقشة:

الرئيس:	رواق نجاه	أستاذة التعليم العالي	جامعة منوري قسنطينة
المقرر:	لعروق زغدة	أستاذة محاضرة	جامعة منتوري قسنطينة
المتحنيين:	جمال أعر	أستاذ التعليم العالي	جامعة منتوري قسنطينة
	فراح محمد الصالح	أستاذ محاضر	جامعة منتوري قسنطينة

شُكْر

شكرا لله تعالى الذي أثار لنا هذا الدرب من دروب المعرفة.

الشكر الجزيل لأحق الناس بصحبتني أمي ثم أبي.

الشكر الجزيل و الإمتنان لأستاذتي لعروق زغدة، أستاذة محاضرة بجامعة منتوري قسنطينة على الكم الهائل من المعلومات من خلال المناقشات البناءة طوال فترة هذا البحث. و جزيل الشكر لها على صبرها و تحملها لكل ما بدر مني من نقائص.

أتوجه بالشكر الجزيل للزميل عبيد الطاهر من مؤسسة القلد بالشرق – العلةمة – لتوفيره العينات و نصائحه و مختلف المساعدات التي قدمها لنا طول فترة البحث.

كما أتوجه بالشكر لأعضاء مركز المراقبة و التحميم (CSC) بعناية لمساعدتهم لنا بإجراء التجارب و أخص السادة براجام جمال و أوجاني و السيدة عقيلة بورحلة. جزيل الشكر للأستاذ بومعيزة أحسن أستاذ مساعد بجامعة جيجل على المساعدات في إجراء بعض التجارب و الجهودات الجبارة التي قدمها.

الشكر الجزيل للأستاذة رواق نجاه، أستاذة التعليم العالي بقسم الفيزياء جامعة منتوري قسنطينة لإشرافها على رئاسة لجنة الممتحنين .

كما أشكر الأستاذ جمال أعمار أستاذ التعليم العالي بقسم الفيزياء جامعة منتوري- قسنطينة لقبوله مناقشة هذه الرسالة ممتحناً.

و أشكر الأستاذ فراح محمد الصالح أستاذا محاضرا بقسم الفيزياء جامعة منتوري – قسنطينة لقبوله مناقشة هذه الرسالة ممتحناً.

أتوجه بالشكر كذلك إلى كل أساتذة و طلبة مخبر البنية المجهرية و عيوب المواد (LMDM) و أخص بالذكر الأستاذ عمر خلف الله و مديرة المخبر الأستاذة نصيرة كغوش، أستاذة التعليم العالي بقسم الفيزياء جامعة منتوري قسنطينة، لتهيئتهم ظروف العمل الجيدة و السهر على صيانة و توفير الأجهزة.

كما لا يفوتني أن أتوجه بالشكر الجزيل إلى أخي سفيان هاروني من مخبر أنصاف النواقل على كل المساعدات التي قدمها في إنجاز هذا البحث، و إلى كافة الزملاء على رفعهم للمعنويات و تقديم النصائح.

المقدمة العامة

تُعتبر سبائك الحديد من أقدم السبائك في علم التعدين، وذلك لخصائصها المتميزة و المتعددة. و سبائك الفولاذ اللينة واحدة من سبائك الحديد و تحتل مجالات واسعة الإستعمال في الحياة اليومية. إن الخواص الميكانيكية و الفيزيائية المميزة لها جعلتها محل إهتمام العلماء لتوسيع دائرة الإستعمال. و يُعدّ تشكيل الفولاذ على شكل أسلاك بأقطار مختلفة من أهم مجالات الدراسة، إذ أن الإستعمال النوعي لهذه الأسلاك (مد الجسور، السياج، التوصيل الكهربائي، التلحيم.....) من دواعي تركيز الإهتمام عليه. تهتم دراسة الفولاذ في أغلب الأحيان بتحسين و تحديد العلاقات التي تربط البنى المجهرية بالخواص الفيزيائية و الميكانيكية كالتحولات الطورية و المطيلية و الصلادة و مقاومة التشوه. و من ثمة محاولة إيجاد العلاقات التي تربط هذه الخواص بعضها ببعض بهدف تشكيل الفولاذ بأقل تكلفة و أسرع وقت.

يؤدي تشكيل المواد على البارد إلى فقدانها التوافق بين الخواص الميكانيكية و البنوية. فمنها ما يتحسن كارتفاع الصلادة و إجهاد حد المرونة منها ما ينخفض كالمطيلية. بغرض الحصول على فولاذ يكون قابلاً للتشكيل على شكل أسلاك، يهتم المهندس بتحديد العوامل التي تؤثر على خواص الفولاذ. تُعتبر الحالة المشوهة للفولاذ حالة غير مستقرة ترموديناميكياً لكثرة العيوب الخطية الناتجة و التي تحتفظ بها أثناء مراحل التشكيل المختلفة.

إن العودة بالفولاذ إلى حالة مستقرة ترموديناميكياً، تعكس تحسن مختلف الخواص و البنية المجهرية. يتطلب ذلك تدخل المعالجات الحرارية للتلدين. تمر إعادة البلورة الأولية نتيجة التلدين بمراحل مختلفة (ترميم و تنوي و نمو) من شأنه أن يعيد الفولاذ إلى بنية مجهرية تضمن الخواص الميكانيكية المرجوة لإعادة تشكيل الفولاذ دون مشاكل متوقعة كالانكسار مثلاً.

إن دراسة حركية إعادة البلورة الأولية للفولاذ اللينة يُعتبر ميدان واسع للأبحاث و ذلك لتعدد و تبعثر النتائج في كثير من الحالات و إختلافها من باحث لآخر حتى و لو تمت على نفس الفولاذ.

إنصبّ إهتمامنا في هذا العمل على دراسة حركية إعادة البلورة الأولية لفولاذ ليين بتركيز وزني للكربون 0.05%. هذا الفولاذ موجه لصناعة أسلاك الربط و السياج و التلحيم يُستورد و يُصنع من طرف شركة القلد للشرق العلةمة – سطيف – الجزائر.

ينقسم هذا العمل إلى ثلاثة فصول رئيسية:

يهتم الفصل الأول بدراسة نظرية للفواليد اللينة و تحديد مختلف خواصها و مميزاتها البنيوية. كما يتطرق إلى تأثير العناصر السببكية على مختلف هذه الخواص. حُصِّص جزء لوصف طرق التشكيل على البارد لصناعة الأسلاك و أهم العوامل التي تتحكم في ذلك. و ينتهي هذا الفصل بدراسة مراحل إعادة البلورة الأولية.

يتطرق الفصل الثاني إلى مختلف التقنيات المستعملة لإنجاز هذه الدراسة. بينما يقوم الفصل الثالث بعرض النتائج المتحصل عليها الخاصة بالحالات الإبتدائية و المشوهة وكذلك إعادة البورة الأولية. و يهتم خاصة بتطور البنى المجهرية أثناء إعادة البلورة الأولية و دراسة تأثير نسب التشوه و معاملات المعالجات الحرارية (درجة الحرارة و الزمن) على الطاقة اللازمة لإعادة البلورة الأولية. كما يضم هذا الفصل الأخير مناقشة لهذه النتائج مُدعمة بمقارنات مع بعض الأبحاث أُجريت على هذا النوع من الفواليد.

المحتويات

الصفحة.....	
01.....	المقدمة العامة
الفصل الأول	
I- الدراسة النظرية	
03.....	1- سبائك Fe-C
03.....	1- بيان الإتزان Fe – Fe ₃ C
05.....	2- تأثير العناصر السبكية
09.....	2- التشوه على البارد
09.....	1- تجربة الشد
13.....	2- تأثير العناصر السبكية على الخواص الميكانيكية
16.....	3- آليات التشوه
18.....	4- تأثير التشوه على البنية المجهرية
19.....	5- صناعة الأسلاك
24.....	6- المعالجات الحرارية البينية للتلدين
26.....	3- الترميم و إعادة البلورة الأولية
26.....	1- الترميم
28.....	2- إعادة البلورة الأولية
32.....	3- طاقة النشاط لإعادة البلورة
32.....	4- البنية النسيجية لإعادة البلورة

الفصل الثاني

II- الدراسة التجريبية

- 1- الفولاذ.....33
- 2- المعالجات الحرارية.....33
- 3- التجارب الميكانيكية.....34
- 4- صناعة الأسلاك.....35
- 5- تجارب الفحص المجهرى.....38

الفصل الثالث

III- النتائج التجريبية و مناقشتها

- 1- الحالة الابتدائية.....41
- 2- الحالة المشوهة.....53
- 3- إعادة البلورة الأولية.....59

- آفاق مستقبلية.....74

- الخاتمة العامة.....75

المراجع

I- الدراسة النظرية

1- سبائك Fe-C

1- بيان الإتزان Fe-Fe₃C:

تتكون الفولاذ أساسا من عنصر الحديد (Fe) و عنصر الكربون (C) . و بإعتبار أن المركب الوسيط Fe₃C من مكونات الفولاذ وهو مستقر عند درجات الحرارة العادية، إذن فمن المهم التعرف إلى بيان الإتزان Fe-Fe₃C لتحديد مكان الفولاذ في هذا البيان. يُوضح الشكل I-1 بيان الإتزان Fe-Fe₃C [1].

• الحديد النقي:

يتمتع الحديد النقي بتحولين تآصلية. يتبلور في بنية مكعبة ممرزة الجسم (CC)، وبعده البلوري a=0.2866nm عند درجة الحرارة العادية. يكون مستقرا في هذه البنية من درجة الحرارة العادية إلى غاية 912°C و هو الحديد α (Fe_α). و من 1394 °C إلى غاية نقطة إنصهار الحديد و التي تقدر بـ 1538 °C و هو الحديد δ (Fe_δ). يتبلور كذلك في بنية مكعبة ممرزة الوجوه (CFC) في المجال الممتد من 912°C إلى 1394°C و يُعرف بالحديد γ (Fe_γ).

• السمنتيت (Fe₃C):

هو مركب كربوني وسيطي للحديد تركيبه الكيميائي Fe₃C ذو بنية بلورية معينة مستقيمة أبعادها هي a=0.5091nm, b=0.6744 nm, c=0.4527 nm. يحتوي على تركيز وزني للكربون يُقدر بـ 6.67 % و يمتاز بصلادة عالية تُقدر بـ 1000 Hv [2-3].

• الفريت (α) أو الطور α:

الفريت عبارة عن محلول جامد إنغراسي للكربون في الحديد α ، ذو بنية مكعبة ممرزة الجسم ، تصل ذوبانية الكربون العظمى فيه إلى 0.02% وزنا عند درجة الحرارة 727 °C . و تُعرف درجة الحرارة هذه بدرجة حرارة المسطح الأكتويدي. وُجد أن صلادة الفريت من رتبة (100-80)Hv [2-3].

• الأستينيت (γ) أو الطور γ:

الأستينيت عبارة عن محلول جامد إنغراسي للكربون في الحديد γ، ذو بنية مكعبة ممرزة الوجوه. يسمح التبريد البطيء لهذا الطور وفق بيان الإتزان بتشكيل الطور α.

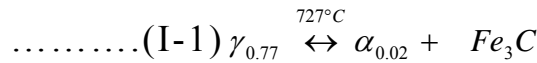
• يحدث التحول $\alpha \leftrightarrow \gamma$ (و هو تحول عكوس) عند درجات حرارة تختلف باختلاف تركيز السبيكة من الكربون.

• يمثل المسطح $A_1=727^\circ\text{C}$ درجة حرارة بداية تحول الفريت إلى أستينيت عند التسخين و هو ثابت و لا يتعلق بتركيز الكربون. ينتهي تحول الفريت إلى أستينيت عند درجة الحرارة المعروفة بالمنحنى A_3 . يربط هذا المنحنى السبيكة ذات التركيز 0.77% C (وزنا) عند 727°C بنقطة التحول التآصلي للحديد النقي و هي 912°C (الشكل I-1).

• يُعرف منحنى ترسيب السيمنتيت الثانوي بالمنحنى A_{cm} و هو يربط السبيكة ذات التركيز C 0.77% (وزنا) عند 727°C بالسبيكة ذات التركيز C 2.11% (وزنا) عند 1148°C (الشكل I-1).

• البرليت (P):

يظهر البرليت نتيجة التفاعل الأكتويدي المعرف كما يلي:



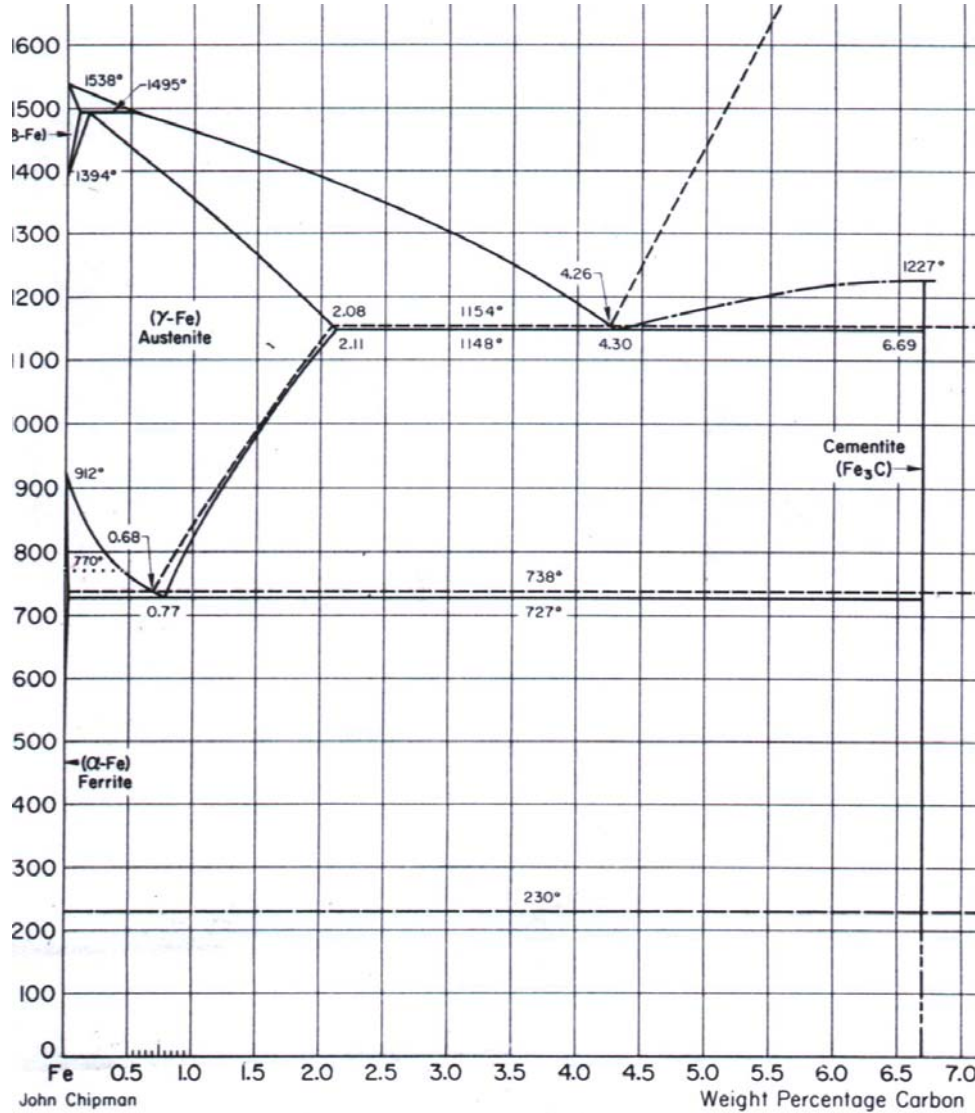
إذن البرليت عبارة عن الخليط الطوري المكون من الفريت الأكتويدي ($\alpha_{0.02}$) و السمنتيت الأكتويدي Fe_3C بنسب 88.3% و 11.7% على الترتيب. يوجد ثلاثة أشكال للبرليت و ذلك حسب سرعة التبريد، فهو إيري من أجل سرعة التبريد عالية نوعا ما أو رقائقي أو كذلك كروي الذي يظهر من أجل سرعة تبريد منخفضة جدا [4]. يتكون البرليت الرقائقي من رقائق متناوية للفريت الأكتويدي و السمنتيت الأكتويدي. تتعلق المسافة الفاصلة بين الرقائق بسرعة التبريد إذ كلما ارتفعت هذه السرعة كلما إنخفضت المسافة بين الرقائق [5]. وُجد أن صلادة البرليت تتعلق بالمسافة بين رقائق البرليت (Δ). يُعبر عن هذا التغير في الفواليد، التي لا تتعدى صلابتها 300HB ، بالعلاقة التالية [3]:

$$\text{HB} \cdot \Delta = 80 \dots\dots\dots(I-2)$$

حيث HB هي صلادة Brinell.

* ينقسم بيان الإيزان $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ اعتمادا على التركيز الوزني للكربون إلى قسمين رئيسيين هما حديد الزهر و الفواليد. يمتد مجال حديد الزهر من C 2.11% (وزنا) إلى غاية C 6.67% (وزنا)، بينما تُعرف الفواليد بالسبانك التي يكون تركيزها محصورا بين C 0.02% (وزنا) و C 2.11% (وزنا). تندرج ضمن هذه الفواليد فئة الفواليد

الليونة و هي التي لا يتعدى تركيزها الوزني من الكربون 0.15% أي فواليد هبط أنكثويدية.



الشكل I-1: بيان الإيزان [1]Fe-Fe₃C.

2- تأثير العناصر السببكية :

تؤثر إضافة عناصر معدنية أو شبه معدنية على الشكل العام لبيان الإيزان و خاصة على المجالين α و γ. حيث تظهر أنواع أخرى من الفواليد مثل الفواليد الفيريتية و الأستينيتية و غير القابلة للتأكسد.....الخ.

أعطت النتائج علاقات نصف تجريبية تربط نقطتي التحول عند التسخين بالتركيب الكيميائي للفولاذ ذات نسبة وزنية للكربون في المجال %C [0.07-0.22] وزنا. تُعرف هاتين العلاقتين بـ [5]:

$$A_{C1} = 751 - 26.6 C\% + 17.6 Si\% - 11.1 Mn\% - 22.9Cu \% - 23Ni \% + 24.1Cr \% + 22.5Mo \% - 39.7V \% + 233Nb \% - 169Al \% - 898B \% \dots \dots \dots (I-3)$$

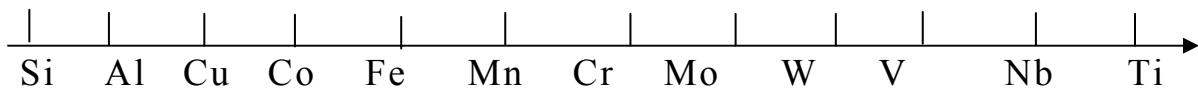
$$A_{C3} = 937 - 476C \% + 56Si \% - 19.7Mn \% - 16.1Cu \% - 26.6Ni \% - 4.9Cr \% + 38.1Mo \% - 125V \% - 19Nb \% + 198 Al \% - 331B \% - \dots \dots \dots (I-4)$$

حيث تُعطى نسب العناصر بالتراكيز الوزنية.

توضح العلاقتان السابقتين أن الكربون يخفض نقطتي التحول A_{C1} و A_{C3} غير أن هذا الإنخفاض كبير جدا بالنسبة للنقطة A_{C3} فهو إذن يعمل على إستقرار المجال γ على حساب المجال α . يؤثر كل من المنغنيز و النحاس و النيكل على هاتين النقطتين بخفضهما حيث تعمل هذه العناصر كذلك على استقرار المجال الأستينيتي. غير أن وجود هذه العناصر عادة ما يكون بنسب ضئيلة في الفولاذ اللينة، لهذا لا يظهر التأثير الكبير لهم في تغيير هذه النقاط. نلاحظ كذلك أن السيليسيوم يؤثر في رفع قيمة A_{C3} بثلاث أضعاف تقريبا بالنسبة لـ A_{C1} ، فهو إذن يعمل على إستقرار الطور الفريتي أي أنه يوسع هذا المجال على حساب المجال γ [6-7].

تجدر الإشارة هنا إلى أنه يُفضل أن تكون سرعة تسخين الفولاذ ضعيفة بقدر الإمكان. حيث وُجد أن سرعة التسخين العالية ترفع نقطتي التحول في فولاذ يحتوي على تركيز وزني للكربون يُقدر بـ 0.45% [2].

تهدف إضافة العناصر السببكية للفولاذ كذلك إلى تحسين خواصها الميكانيكية. تمتاز هذه العناصر بتشكيل مركبات جديدة تنغرس في الطور الفريتي أو الأستينيتي و تعرف بالترسبات. تتحكم معاملات الإنتشار للعناصر المكونة لهذه الترسبات في هذه التفاعلات. تُرتب الألفة الكيميائية بين هذه العناصر و الكربون وفق السلم التصاعدي التالي [8]:



يظهر من خلال هذا السلم أن العناصر مثل السيلسيوم و الألمنيوم و النحاس و الكوبالت لها ألفة كيميائية ضعيفة مع الكربون. إن وجودها في الفولاذ يجعلها تحتل المواقع الإحلالية، فقط، من الشبكة البلورية للحديد و لا تشكل ترسبات كربونية مستقلة. وُجد أن المنغنيز يحتل المواقع الإحلالية لتكوين السيمنتيت الإحلالي $(Fe, Mn)_3C$. بينما تتمتع بعض العناصر كالموليبدان و التينغستين و النيوبيوم بألفة كيميائية عالية بالنسبة للكربون مما يؤهلها لتشكيل مركبات كربونية مستقلة قد تختلف بنيتها البلورية عن البنية البلورية للشبكة الأم. تعيق هذه الترسبات عملية نمو الحبيبات الفريتية و بالتالي نحصل على فولاذ بحجم حبيبي صغير.

تأثير المنغنيز (Mn):

المنغنيز عنصر ذو بنية مكعبة ممركرة الوجوه، يتم إضافته عند درجة الحرارة المنخفضة على شكل منغنيزات الحديد النقية أو على شكل سبائك مختلفة Fe-Mn-Si أو Fe-Mn-Al [7]. الهدف من إضافته هو تنقية الحديد من الكبريت (S). و نظرا للألفة الكيميائية العالية بين المنغنيز و الكبريت يتشكل المكثف MnS [8]. تتحسن الخواص الميكانيكية للفولاذ عند إضافة Mn حيث ترتفع الصلادة بمقدار 86 Hv عند إضافة 1% Mn وزنا [9]. يساعد المنغنيز على الحصول على بنية مجهرية ذات حبيبات صغيرة للفريت. كما أن إضافة Mn تقلص من الحجم الحبيبي للفريت [10].

تأثير السيلسيوم (Si):

السيلسيوم عنصر ذو بنية شبه ماسية و لا يشكل أطوارا أو ترسبات مع الكربون [7]. يرفع السيلسيوم من صلادة الفولاذ إذ بزيادة Si % 0.1 وزنا ترتفع الصلادة بـ (2-1.5) Kg/mm² [5].

تأثير النحاس (Cu):

يُضاف النحاس إلى الفولاذ عادة لحمايته من التآكل. تعمل الإذابة المعدنية للنحاس في الفولاذ على تقسيته حيث وُجد أنه بإضافة Cu % 1 وزنا، ترتفع الصلادة بمقدار 3.9kg/mm² [10].

تأثير الكبريت (S):

يصعب عادة التخلص من هذا العنصر في الفولاذ. يعمل وجود الكبريت في الفولاذ على تشكيل مركب FeS. يتبلور هذا المركب عند نهاية التبريد و يستقر عادة في الحدود الحبيبية مما يعرقل عمليات التشكيل، و يساعد على تنوي الشقوق المجهرية أثناء عملية الدرفلة [2].

تأثير الكربون المكافئ:

يختلف تأثير العناصر السابقة الذكر، سواء تمتاز بتكوين ترسبات مع الكربون أو لا، على خواص الفولاذ الميكانيكية و البنيوية. فمنها ما يرفع هذه الخواص و منها ما يخفضها. لذا تم جمع تأثير العديد من العناصر في علاقة نصف تجريبية تعرف بعلاقة الكربون المكافئ. و هي تجمع تأثير هذه العناصر على خاصية قابلية تلحيم الفولاذ و تعطى هذه العلاقة بالعبارة التالية:

$$C.E = \%C + \% \frac{(Mn+Si)}{6} + \% \frac{(N + Cu)}{15} + \% \frac{(Cr+Mo+V)}{5} \dots\dots\dots(I-5)$$

تُعطى التراكيز بالنسبة الوزنية للعناصر

تم تحديد هذه النسبة من طرف المجموعة الأوروبية بـ 0.49% وزنا و التي يكون من أجلها الفولاذ قابل للتلحيم مع المحافظة على الخواص الميكانيكية [11].

2- التشوه على البارد

تهدف التجارب الميكانيكية إلى تحديد بعض الخواص التي تميّز السبائك و المعادن كقابلية التشكيل، الصلادة، الإعياء.....الخ. يؤدي معرفة هذه الخواص إلى تحديد المجال الملائم لإستعمال هذه السبائك بصفة آمنة. تعتبر تجربة الشد واحدة من بين هذه التجارب التي تحدد العديد من المقادير الميكانيكية و من الضروري معرفتها عند التطبيق الصناعي.

1- تجربة الشد:

يرتكز مبدأ تجربة الشد على وضع عينة لمعدن أو سبيكة ما معروفة التركيب الكيميائي تحت تأثير حمولة. تُسجل الإستطالة التي تطرأ على أبعاد العينة الموافقة للقوة المطبقة. يستمر تطبيق الحمولة حتى إنكسار العينة. ترتبط الأبعاد العيارية للعينة بنوع آلة الشد المستعملة. يمكن تطبيق تجربة الشد على مختلف السبائك، كسبائك الفولاذ المصفحة و الأسلاك. قبل الشروع في تجربة الشد يُقاس الطول الابتدائي (L_0)، و مساحة المقطع الابتدائي (S_0) لعينة ما مثلاً.

إن التسجيل المستمر لتغيرات الحمولة (F) و الطول (l) يسمح برسم المنحنى الممثل لهذه التغيرات. نسجل على محور الترتيب الحمولة و على محور الفواصل مقدار الإستطالة (Δl) حيث:

$$\Delta l = l - l_0$$

يُمكن استنتاج من المنحنى السابق منحنى الشد الإصطلاحي و المعروف كما يلي:

$$R = f(\varepsilon)$$

حيث:

$$R = \frac{F}{S_0} \quad \dots\dots\dots(I-6) \quad \varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

يمثل الشكل I-2 نموذجاً لمنحنى الشد الإصطلاحي لسبائك الفولاذ و تتميز بظهور ثلاث مجالات هي:

- **المجال OA:** و يسمى مجال التشوه المرن، يمكن للعينة في هذا المجال أن تعود إلى حالتها الإبتدائية بمجرد نزع القوة المطبقة. يتناسب التشوه الناتج في هذا المجال مع القوة المطبقة بصورة خطية أي أنه يحقق قانون Hook. يمثل ميل هذا المستقيم عادة معامل التناسب و يسمى معامل Young (E). تحدد نهاية هذا الجزء (النقطة A) قيمة إجهاد حد المرونة (R_e). و هو يمثل إجهاد مقاومة التشوه و يصعب عادة، تحديده لهذا يُؤخذ إصطلاحاً الإجهاد الموافق للتشوه المقدر بـ 0.02% [6].
- **المجال AB:** يكون التشوه في هذا المجال دائماً و منتظماً و نستخرج منه قيمة الإجهاد الأعظمي (R_m) و هو يمثل المقاومة الميكانيكية للسبيكة.

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad \dots\dots\dots(I-7)$$

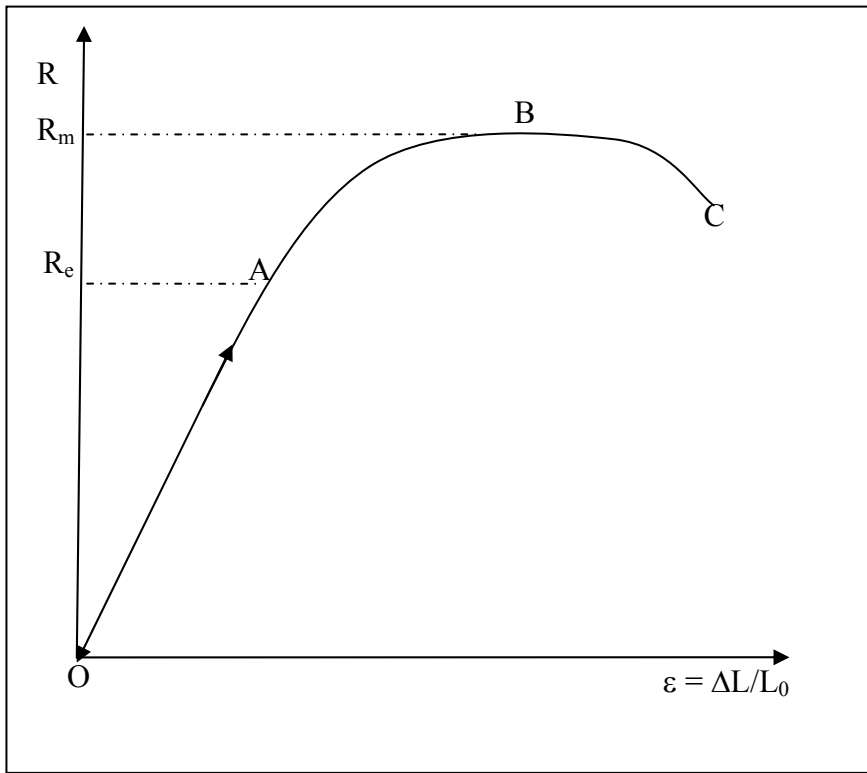
- **المجال BC:** يكون التشوه الدائم فيه غير منتظم على إمتداد طول العينة حيث يبدأ ظهور تشوه موضعي (عند النقطة B) يُعرف بالتخصر و ينتهي بإنكسار العينة عند طول l_f . يوافق هذا الطول نسبة تشوه أعظمية تقدر بـ

$$\dots\dots\dots(I-8) \varepsilon_f = \frac{l_f - l_0}{l_0}$$

كما يمكن أن تُقاس نسبة التخصر (تُعرف كذلك بالمطيلية) عند الإنكسار كما يلي:

$$\dots\dots\dots(I-9) z = \frac{S_0 - S_f}{S_0}$$

حيث: S_f مساحة مقطع العينة عند الإنكسار.



الشكل I-2: نموذج المنحنى الإصطلاحي لتجربة الشد.

يمكن أن يرفق هذا المنحنى بمنحنى آخر يعرف بمنحنى الشد الحقيقي و هو تغير الإجهاد الحقيقي (R_v) بدلالة التشوه الحقيقي (ε_v) حيث:

$$R_v = \frac{F}{S} \quad \text{و} \quad \dots\dots\dots(I-10) \varepsilon_v = \frac{\Delta l}{l}$$

S: هو مقطع العينة الموافق لـ F.

l: هو طول العينة عند تطبيق F.

يُحسب هذا المنحنى الحقيقي بين النقطتين A و B فقط حيث يكون التشوه دائما و منتظما. يمكن استنتاج العلاقة بين المقادير الحقيقية و الإصطلاحية لأن حجم العينة يبقى ثابتا قبل و بعد تجربة الشد.

$$S_0 L_0 = S L$$

$$S = S_0 \frac{L_0}{L}$$

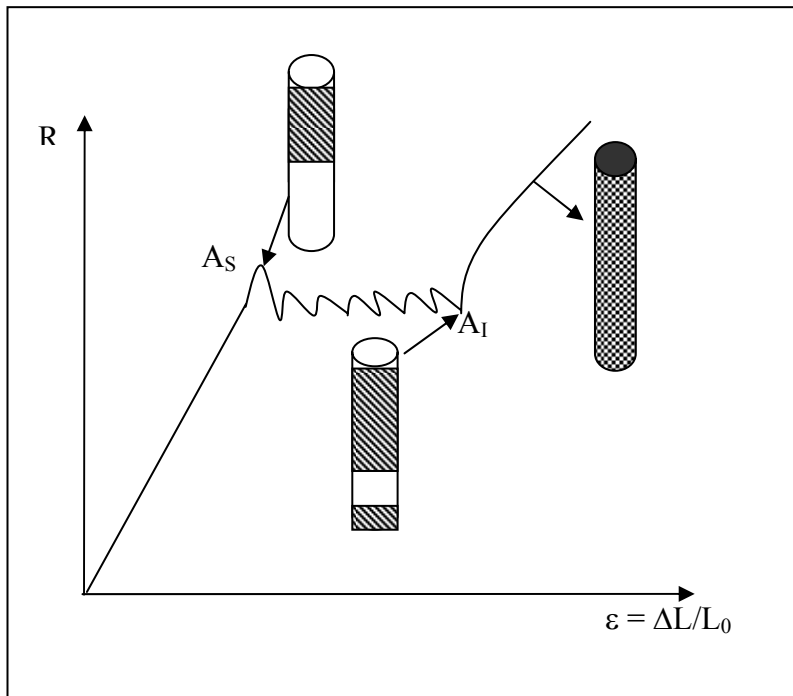
نجد أن الإجهاد الحقيقي:

$$\dots\dots\dots(I-11) R_v = \frac{F}{S_0} \frac{L}{L_0} = R (1 + \varepsilon)$$

و أن التشوه الحقيقي:

$$\dots\dots\dots(I-12) \varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon)$$

تعطي تجارب الشد لبعض السبائك و المعادن أشكالا أخرى لمنحنيات الشد. تتميز هذه الأخيرة بظهور مسطح مسنن يفصل بين المجالين المرن و التشوه الدائم. يبين الشكل I-3 نموذجا لهذه المنحنيات، يظهر هذا النوع من المنحنيات في كثير من السبائك خاصة الفولاذ اللينة و في بعض المعادن ذات البنية المكعبة الممركرة الجسم (CC) و سبائك Al-Mg و وحيد البلورة لـ Ge و Si [12،13].



الشكل I-3: منحنى نموذجي لتجربة الشد عند وجود المسنن

تمثل النقطتين (A_s) و (A_I) (الشكل I-3) إجهاد حد المرونة الأعظمي و الأصغري للمسطح المسنن على الترتيب. يُعطى إجهاد حد المرونة، لهذا النوع، من المنحنيات بالقيمة المتوسطة للنقطتين A_s و A_I .

يعود السبب في ظهور هذا المسطح إلى عدة عوامل من بينها [14،12]:

- وجود الذرات الإنغراسية:

عند بداية التشوه اللدن تتصادم الإنخلاعات مع سحابة مكونة من الذرات الإنغراسية كالكربون و النيتروجين (في حالة الفولاذ اللينة مثلا). تقيد هذه الذرات الإنخلاعات وبالتالي تعيق حركتها، و لكي تتحرر لا بد من رفع الإجهاد المطبق (R). إن رفع الإجهاد المطبق قد ينتج عنه:

أولا، رفع كثافة الإنخلاعات (ρ) و إنتاج إنخلاعات أخرى وفق العلاقة التالية [15]:

$$R \propto \rho^{1/2} \dots \dots \dots (I-13)$$

ثانيا، التحرير التدريجي للإنخلاعات المقيدة.

- سرعة آلة الشد:

خلال التجربة تُطبّق على العينة سرعة تشوه مفروضة و ثابتة (يمكن إختيارها). يجب التذكير أن سرعة تشوه السبيكة ترتبط مع الإجهاد و كثافة الإنخلاعات وفق العلاقة التالية [128]:

$$\dots \dots \dots (I-14) \varepsilon \propto \rho R^*$$

من هذه العلاقة يمكن استنتاج أنه من أجل كثافة إنخلاعات ابتدائية ρ_0 غير كافية لتحقيق التشوه الدائم، و حتى تبقى السرعة المفروضة من طرف الآلة ثابتة لا بد من الرفع في الإجهاد المطبق (ظهور A_s). من جهة أخرى إن ارتفاع كثافة الإنخلاعات بفعل التشوه، و حتى تبقى سرعة التشوه ثابتة لا بد من خفض الإجهاد (ظهور A_I) [14]. وُجد أن سرعة التشويه المرتبطة بالآلة تؤثر في ظهور أو إختفاء المسطح المسنن. يظهر هذا المسطح بالنسبة لسرعات تشويه ضعيفة و يختفي من أجل السرعات العالية [12].

** تنشأ خلال هذه المرحلة (مرحلة ظهور المسنن) حزم تشوه تسمى بحزم Lüders عادة ما تكون مائلة بالنسبة لمحور العينة. تظهر عند بداية المسنن أي عند القمة العليا A_s ثم تنتشر لتشمل كافة العينة و هو ما يوافق القمة A_I نهاية المسطح المسنن (الشكل I-3) [16].

2- تأثير العناصر السببكية على الخواص الميكانيكية:

تأثير الكربون (C):

ترتفع صلادة الفولاذ بإرتفاع نسبة الكربون و إجهاد حد المرونة و كذلك المقاومة الميكانيكية. تنخفض بالمقابل كل من المطيلية و بالتالي قابلية التشكيل [2]. و بإعتبار أن نسبته ضئيلة في الفولاذ اللينة فهذه الأخيرة جد مفضلة في عمليات التشكيل بكل أنواعها مثل صناعة الأسلاك و خزانات الوقود و غيرها.....

تأثير المنغنيز Mn:

يضاف المنغنيز لرفع إجهاد حد المرونة R_e و المقاومة الميكانيكية R_m [7]. إذ أنه بإضافة % 1 وزنا من Mn ترتفع الصلادة بمقدار 86 Hv [9]. غير أن قيمة R_e ترتفع بـ 80 Kg/mm^2 بزيادة Mn % 4 (وزنا)، غير أنه وُجد أن الاستطالة تنخفض بشكل ملحوظ إذا تعدت النسبة % 3 (وزنا) [2]. يتمتع المنغنيز Mn بألفة كيميائية عالية مع الكبريت (S)، فيكون ما يُعرف بالمكثفات و هو المركب MnS [8]. إن وجود المكثفات غير مرغوب فيه خلال عمليات التشكيل.

تأثير السيليسيوم (Si):

يعمل السيليسيوم على رفع إجهاد حد المرونة R_e و هو لا يضر قابلية تشكيل الفولاذ نسبيا. غير أنه يحد من قابلية الفولاذ للتلحيم لهذا فنسبته تكون محدودة [5]. لأنه يرفع من نسبة الكربون المكافئ (CE) (العلاقة I-5).

تأثير العوامل المجهرية على إجهاد حد المرونة:

تسيطر حركة الإنخلاعات على تشوه المواد عند مختلف درجات الحرارة. إن الرفع من قيمة R_e (عامل ماكروسكوبي) يتطلب تحرير الإنخلاعات من قيودها المجهرية. تتمثل هذه القيود (العوامل) في:

- الإذابة المعدنية بنوعيتها الإنغراسية و الإحلالية.
- حدود الحبيبات
- الترسيبات.
- التقسية عن طريق التشويه (التطريق)

* تجمع العلاقة التالية تأثير العامل الأول و الثاني على إجهاد حد المرونة [17] و هي، كما هو ملاحظ، من نوع علاقة Petch-Hall:

$$\sigma_y = 88 + 37 (\% Mn) + 83 (\% Si) + 2918 (\% N) + 1.5 d^{-1/2} \dots\dots(I-15)$$

حيث:

يُعطى تركيز العناصر بالنسب الوزنية.

d: نصف القطر الحبيبي (mm)

تتمثل الإذابة المعدنية، في الحالة الجامدة، في انحلال الذرات الإنغراسية مثل الكربون و النيتروجين (صغيرة الحجم)، و الذرات الإحلالية مثل السليسيوم و المنغنيز في الشبكة الأم. يظهر حقل إجهادات حول هذه الذرات الذي يؤثر بدوره في حقل إجهادات الإنخلاع المتحرك و بالتالي تُعاق حركة هذا الأخير. يؤدي وجود هذه الذرات إلى رفع الإجهاد المطبق اللازم لإنزلاق الإنخلاعات مرة أخرى.

* يمكن رفع مقاومة التشوه (R_e) دون اللجوء إلى تغيير التركيب الكيميائي مثلا، و يتم ذلك باستعمال تأثير حدود الحبيبات. تعتبر حدود الحبيبات من جهة مصدر لبث الإنخلاعات و من جهة أخرى بئر لإستقبال الإنخلاعات. يتوقف الإنخلاع أثناء حركته عندما يصطدم بالحد الحبيبي ، لأنه لا توجد إستمرارية لمستويات الإنزلاق في متعدد الحبيبات. لتحرير الإنخلاعات من الحد الحبيبي لا بد من رفع R_e . يمكن ملاحظة أن تكديس الإنخلاعات عند الحد الحبيبي يؤدي إلى تركيز الإجهادات عنده، قد تكون نتيجته تنوي شقوق مجهرية.

سبق و عرفنا، أن الكربون يؤثر على الخواص الميكانيكية للفولاذ غير أنه لا بد من الإشارة إلى أن تأثير الكربون يدخل في المعامل ($d^{-1/2}$) الذي يمثل الحجم الحبيبي [17]. لا يجب أن ننسى أن السيمينتيت (المركب الكربوني للحديد) يزرکش (عند التنميش) حدود حبيبات الفريت في الفوايذ اللينة، لذا فإن صغر الحجم الحبيبي معناه إرتفاع في طول حدود الحبيبات و بالتالي إرتفاع حد المرونة.

* تلعب الترسيبات (العامل الثالث) دورا هاما في رفع مقاومة التشوه حيث تعطي العلاقة التالية الإجهاد الذي تساهم به الترسيبات [18]:

$$\sigma_p = 5.9 f^{1/2} \ln(\delta/2.5) \times 10^{-4} \dots\dots(I-16)$$

حيث:

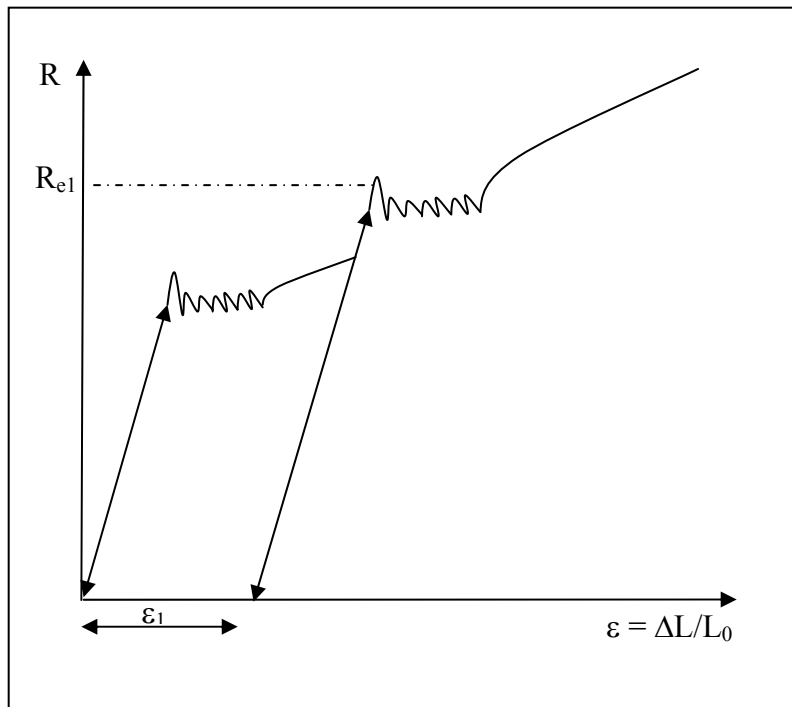
f: النسبة الحجمية للترسيبات.

δ: قطر الترسيبات المتوسط.

* يُعتبر ترسيب طور ثانٍ من بين الطرق الحديثة لرفع إجهاد حد المرونة لمادة ما. عند وجود ترسبات، يمكن للإنخلاع أن يجتاز الترسيب عن طريق القص أو الإلتفاف حوله (حسب نوعية الترسيب). تتطلب عملية الإلتفاف مثلا إجهاد إضافي (مماثل من الناحية الحسابية لإجهاد اللازم لإشتغال منبع Frank-Read) لتحرير الإنخلاع. يمكن ملاحظة من العلاقة السابقة أن هذا التأثير يكون كبيرا جدا عندما تكون الترسبات صغيرة الحجم (حالة الترسبات الكربونية في الفولاذ مثلا). يضعف هذا التأثير عندما يكون حجم هذه الترسبات كبيرا (δ) (عند تجمع الترسبات)، لأن نسبتها (f) تقل و المسافة بينها ترتفع.

يمكن تلخيص تأثير الترسبات في عدد من العوامل من بينها الحجم و الشكل و التوزيع و خواصها الميكانيكية و علاقتها البلورية مع الطور الأم. و تجدر الإشارة أن هذه العوامل مرتبطة بشدة فيما بينها و يصعب التحكم فيها كل على حدة.

* من الواضح أن التشويه يتسبب في إنتاج الإنخلاعات و كذلك الرفع في كثافتها. خلال حركة هذه الإنخلاعات تتصادم فيما بينها و تعرقل بعضها البعض. يتسبب هذا في رفع قساوة المادة أو ما يُعرف بالتقسية بواسطة التشويه كما هو الحال في عمليات التشكيل [15]. يبين الشكل I-4 إرتفاع إجهاد حد المرونة (R_{e1}) نتيجة التشويه المسبق (ϵ_1).



الشكل I-4: منحنى التقسية بواسطة التشويه

3- آليات التشوه:

تتشكل السبائك من حبيبات تمثل كل واحدة منها وحيد بلورة، تصنع زوايا فيما بينها فتتشكل لدينا ما يعرف بحدود الحبيبات (متعدد البلورات). خلال عملية التشكيل يتعرض متعدد البلورات لتشوهات، حيث تتشوه كل حبيبة بصورة مستقلة عن غيرها. إن تطبيق إجهاد (شد أو ضغط) على وحيد البلورة (حبيبة واحدة) يؤدي إلى إنزلاق المستويات البلورية (يصنع زاوية χ) مع اتجاه تطبيق الإجهاد) وفق اتجاه بلوري (يصنع زاوية ϕ) مع اتجاه تطبيق الإجهاد). تعرّف جمل الإنزلاق النشطة (بمستوى و اتجاه بلوريين) بمعامل Schmid موجب هو $\cos\phi \cdot \cos\chi$ و يأخذ قيمة محصورة بين 0 و 0.5 [16].

يؤدي تطبيق الإجهاد على عينة ما إلى تحريك الإنخلاعات وفق مستويات الإنزلاق النشطة و تفاعلها مع مكونات الشبكة. تتمثل آليات التشوه في المواد المكعبة في آليتي الإنزلاق و التوأمة [19-20].

1- آلية الإنزلاق:

هي عبارة عن إنزلاق المستويات البلورية بالنسبة لبعضها البعض وفق اتجاهات بلورية ذات كثافة ذرية عالية و هي عادة ما تكون مستويات كثيفة التكديس. تختلف جمل الإنزلاق باختلاف البنية البلورية و تعطى مختلف جمل الإنزلاق بالجدول التالي:

البنية البلورية	اتجاه الإنزلاق	مستوي الإنزلاق	عدد جمل الإنزلاق
C.F.C	$\langle 10-1 \rangle$	{111}	12
C.C	$\langle 1-11 \rangle$	{110}	12
		{112}	12
		{123}	24

الجدول I-1: جمل الإنزلاق الرئيسية

نذكر أن الفواليد اللينة بنيتها البلورية هي من نوع C.C وهي إذن تحتوي على مستويات ليست كثيفة مثل {112} و {123}.

2- آلية التوأمة:

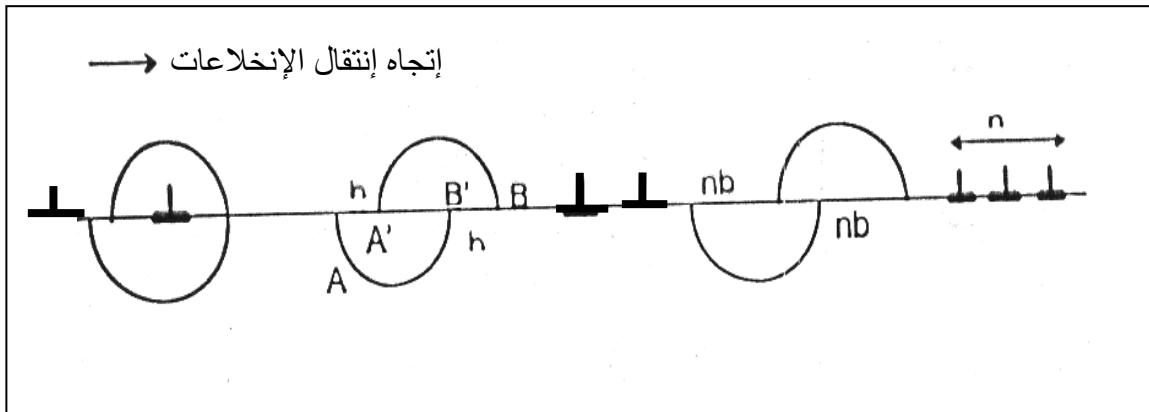
تعتبر هذه الآلية أكثر تعقيدا من آلية الانزلاق ، تتم الحركة وفق هذه الآلية عندما يقع مستويين بلوريين متناظرين بالنسبة لمستوى التوأمة. تُعتبر الجملة $\langle 11-1 \rangle$ {112} جملة توأمة للمواد من نوع C.C. و تظهر آلية التوأمة في الحديد الفريتي نتيجة التشوه السريع عند درجة الحرارة المنخفضة. لا تساهم هذه الآلية من التشوه بصورة معتبرة في زيادة طول العينة المشوهة.

3- التشوه بواسطة إنزلاق الإنخلاعات:

أثناء عملية التشويه تنزلق الإنخلاعات وفق جمل الإنزلاق السابقة الذكر. قد تصادف الإنخلاعات ما يعيقها أثناء الحركة مثل حدود الحبيبات أو الترسيبات. تجتاز الإنخلاعات هذه الترسيبات بطريقتين.

طريقة قص الترسيبات:

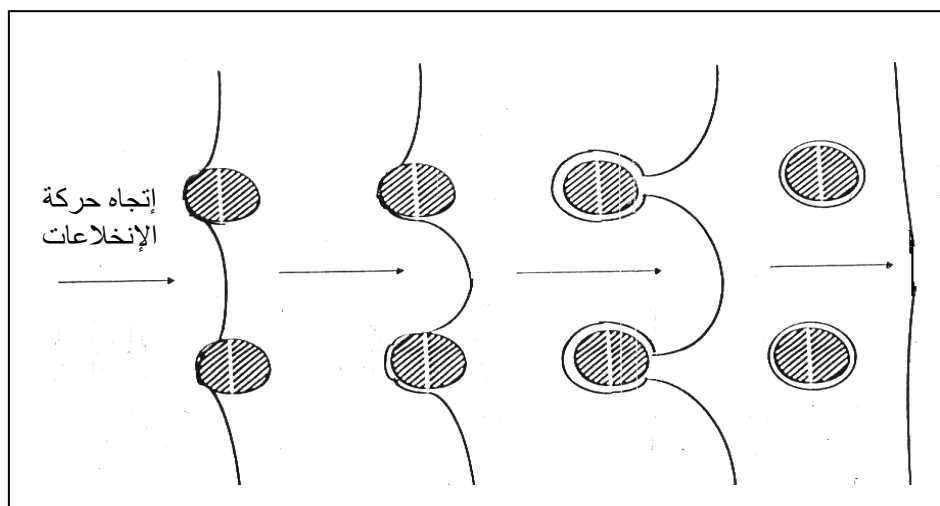
يقص الإنخلاع الترسيب الذي يمتاز بسطوح ملتحمة مع الطور الأم حيث يكون هناك استمرار لمستوى الانزلاق. عند مرور الإنخلاع بالترسيب فإن هذا الأخير ينقسم فينزاح القسمان عن بعضهما البعض بمسافة معينة، تعتمد هذه المسافة على عدد الإنخلاعات التي مرت عبر هذا الترسيب، كما يوضح ذلك الشكل I-5



الشكل I-5: طريقة قص الإنخلاع للترسيب

طريقة الالتفاف حول الترسيبات:

عندما يكون الترسيب غير ملتحما تماما مع الطور الأم فإن اجتياز الإنخلاع عن طريق القص يكون مستحيلا. يبدأ الإنخلاع في هذه الحالة في الانحناء حول الترسيب يتطلب ذلك إجهاد قص من رتبة إجهاد (Franck-Read) [16] (الشكل I-6). يتحرر الإنخلاع بعد تشكيل حلقة حول الترسيب و تساهم هذه الآلية في تضاعف الإنخلاعات.



الشكل I-6 : طريقة إتفاف الإنخلاع حول الترسيب

4- تأثير التشوه على البنية المجهرية:

يؤدي التشوه إلى إنزلاق المستويات الذرية و بالتالي إلى تغير شكل الحبيبات، وعادة ما تستطيل في إتجاه تطبيق الإجهاد. إن إنزلاق الحبيبات و محاولة دورانها أثناء التشكيل يؤدي إلى ظهور بنية نسيجية مميزة حيث تتجه الحبيبات وفق إتجاه محبذ يُعرف بمحور البنية النسيجية. وُجد في فولاذ لين تمّ تشكيله على شكل أسلاك أنه يكتسب بنية نسيجية لليف $\langle 110 \rangle$ موازي لإتجاه السحب، و هو من مميزات المواد ذات البنية المكعبة الممركزة الجسم. و ترتفع نسبة الحبيبات الموجهة وفق هذا الإتجاه الليفي مع إرتفاع نسبة التشوه [21].

الطاقة المخزنة:

أثناء عمليات التشكيل فإن العمل المبذول يظهر على شكل حرارة و يبقى جزء ضئيل منه على شكل طاقة مخزنة داخل المادة. تلعب هذه الطاقة دورا مهما في عمليات الترميم و إعادة البلورة، بالتأثير على حركية حدود الحبيبات أثناء المعالجات الحرارية للتلدين حيث تساهم في تكوين البنية الفرعية. يُعبر عن الطاقة المخزنة بمجموع الطاقة الناتجة عن الإنخلاعات (E_{dis}) و الناتجة عن الحدود الحبيبية الفرعية (E_{sr}) [22]. يرتبط الحد الأول بكثافة الإنخلاعات و الثاني بالطاقة السطحية و نصف القطر للحبيبة الفرعية.

ترتبط الطاقة المخزنة بعدة عوامل خارجية و داخلية (بنية المادة)، أثبتت الدراسات أن الطاقة تزداد بزيادة نسبة التشوه [23-24].

5- صناعة الأسلاك:

إن تعدد استخدام الفولاذ يعود إلى إحدى أهم خواصها و هي قابليتها للتشكيل و ذلك عن طريق التشويه. إذن فمن الضروري معرفة الشروط البنيوية اللازمة للتشكيل و ذلك لتفادي حدوث الإنكسار. عُرِفَت صناعة الأسلاك منذ القديم فوجود آثار مثل القلائد و أدوات الصيد دليل على ذلك [25]. تتعدد مجالات إستعمال الأسلاك في الحياة اليومية، ففي مجال الزراعة تُستعمل لربط الأشجار و صناعة السياج، و لتقوية البناء يُرفق الإسمنت بالقضبان الفولاذية و يمكن كذلك للأسلاك أن تُستعمل كإلكترود التلحيم. تُعرّف صناعة الأسلاك الفولاذية على أنها عملية تشويه ثابتة الحجم يتم خلالها سحب سلك ذو قطر معين عبر مخروطي الشكل يؤدي إلى تقليص قطره.

تمر صناعة الأسلاك بعدة مراحل من بينها تحضير سطح السلك الابتدائي لعمليات التشكيل ثم تمريره عبر قالب محدد الأبعاد و الشكل، و تنتهي هذه الصناعة عادة بتعريض السلك الناتج إلى معالجات حرارية للتلدين للحصول على البنية المناسبة للإستعمال.

* السلك الابتدائي:

السلك الابتدائي عبارة عن سلك تمّ درفله على الساخن [26]. يُجمع على شكل لفات حلقيّة تصل أوزانها أحيانا إلى 3 أطنان. يختلف شكل المقطع فيها من الدائري إلى النصف دائري أو السداسي.....الخ. غير أن الشكل الدائري هو الأكثر إستعمالا و يكون، عادة، بقطر يتراوح بين 5.5mm و 30mm. يُبرّد هذا السلك ابتداءً من 1000°C بسرعات مناسبة بحيث تمكنه من إكتساب خواص تؤهله لعمليات التشكيل اللاحقة. إن سرعة التبريد تحدد نوع البنية المجهرية المناسبة لعمليات التشكيل، و عادة ما تكون مكونة من فريت و برليت ذو الرقائق السميكة أو البرليت الكروي. يُفضل هذا النوع الأخير عن البرليت ذو الرقائق الرفيعة في عمليات التشكيل. بالإضافة إلى التركيب الكيميائي للفولاذ تدخل عوامل أخرى تسمح بتأهيل السلك إلى تشكيل لاحق، نذكر من بين هذه العوامل:

- النقاوة الداخلية للفولاذ
- حالة سطح السلك الابتدائي
- الشروط التقنية للسحب (سرعة السحب، زاوية القالب)

خلال التبريد تتشكل على سطح السلك طبقات من الأكاسيد، يختلف تركيبها الكيميائي و كذلك سمكها باختلاف درجة حرارة التبريد و سرعة التبريد [26-28]. يُعتبر المانيتيت Fe_3O_4 و الهيماتيت Fe_2O_3 من المكونات الأساسية لطبقة الأكسيد في أسلاك الفولاذ. وجد أن طبقات الأكسيد السميكة (أكبر من 14 μm) تكون أكثر إلتصاقا بسطح السلك أما الأقل سمكا فهي ضعيفة الإلتحام بالسطح [29]. تمتاز هذه الطبقات بصلادة عالية و لدونة ضعيفة فهي تعرقل عمليات سحب الفولاذ على شكل أسلاك. إذن تتطلب عملية صنع الأسلاك أولا فحص السلك الابتدائي و تحضيره

حيث يجب أن يكون متجانس الخواص. يتم فحص السلك الأولي بالإعتماد على تجارب عيانية و
مجهرية. يهدف هذا الفحص إلى تحديد قابلية السلك للتشكيل و تعيين التحولات الطورية المتوقعة الحدوث
أثناء الإستعمال و كذلك تحديد المعالجات الحرارية المناسبة. يشمل فحص السلك الخطوات التالية:

- قياس قطر السلك (تفادي إهليلجية المقطع)

- تحقيق تجربة الشد لتحديد الخواص الميكانيكية للسلك ($R_e, R_m, Z\%$).

- مراقبة العيوب الخارجية كالشقوق و الخدوش و التخصر و الإحتراقات.....الخ

- مراقبة العيوب الداخلية و تشمل خاصة وجود المكثفات و الأكاسيد الداخلية و إنعزال العناصر السببكية
و إزالة الكربون.

- تحديد سمك طبقة الأكسيد.

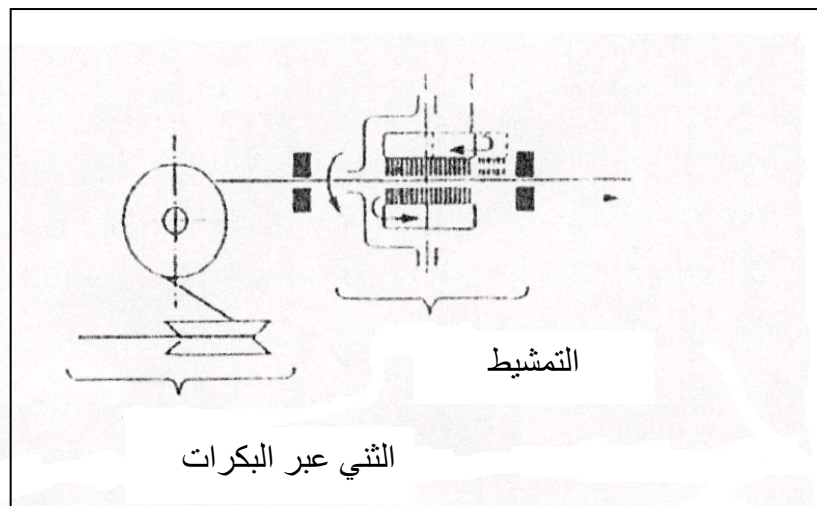
* تحضير سطح السلك لعمليات التشكيل:

تمر عملية تحضير السلك للتشكيل بمراحل مختلفة تعتمد أساسا على نوع المادة و تهدف بالدرجة الأولى
إلى إزالة الشوائب العالقة بالسطح (الأكاسيد). تعتمد عملية إزالة الأكاسيد على التنظيف الميكانيكي أو
الكيميائي أو تراكم الطريقتين، كما يتم وضع مواد لتزبييت أو تزليق السلك خلال مراحل التنظيف أو
بعده.

1- التنظيف الميكانيكي:

يشمل التنظيف الميكانيكي بدوره طريقتين هما:

** طريقة الثني البسيط بواسطة البكرات:



الشكل I-7: آلة نزع الأكسيد من سطح السلك بواسطة
الثني [26]

يتم في هذه الطريقة تمرير السلك عبر محزات لبكرات متتالية مما يؤدي إلى ثني السلك، تسمح هذه العملية فقط بتكسير طبقات الأكسيد. يمر بعد ذلك السلك عبر مشط معدني لإزالة الأكسيد تماما يوضح الشكل I-7 نموذجاً لهذه العملية [26].

** طريقة الرش بحبيبات الرمل:

تتم إزالة الأكسيد و ذلك بمهاجمة سطح السلك كله بفيض لتيار مكون من حبيبات رملية (قاسية) [26].

2- التنظيف الكيميائي:

يتم خلاله غطس لفات السلك الأولي في أحواض تحتوي على أحماض خاصة و يكون تركيبها الكيميائي مناسباً للتركيب الكيميائي للسلك فمثلاً:

- يُستعمل عادة حمض الكبريت أو حمض الكلور بالنسبة للفواليد العادية.
- يُستعمل محلولاً مركباً من حمض النيتريك و حمض الفلوريوروهيدريك بالنسبة للفواليد غير قابلة للتأكسد (Inox).

تجدر الإشارة هنا إلى أن هذه الطريقة قليلة الفعالية بسبب تلامس حلقات السلك ببعضها مما يؤدي إلى عدم وصول الحمض بصورة جيدة إلى كل السطوح. غير أنه وُجد أن ارتفاع زمن غطس السلك في المحلول الكيميائي ينظف سطح السلك من جهة و لكن يؤثر من جهة أخرى على السلك نفسه. يُتوقع ظهور مناطق على سطح السلك حدث لها تآكل بعد تفاعلها مع الحمض. بعد غطس لفات السلك في حمام حمضي، تُنظف جيداً لإزالة كل آثار الحمض و عادة ما تُوضع مادة زالقة (مادة تزييت) على سطح السلك و تنتهي هذه العملية بالتجفيف.

يُفضل الجمع بين التنظيف الميكانيكي و الكيميائي لأن ذلك أسرع و تحد من زمن غطس السلك في المحاليل الحمضية غير أن كلفتها عالية.

* تغطية السلك:

تُعتبر تغطية السلك آخر مرحلة من مراحل تحضير سطح السلك. تسمح هذه الطريقة بتغطية سطح السلك بواسطة طبقات من مواد زالقة تساعد على حمايته. تتم هذه العملية بالنسبة للفواليد اللينة بواسطة الغطس في أحواض الجير (أكسيد الكالسيوم) أو بورات الصوديوم (Borax). يُستعمل بورات الصوديوم كذلك كمعدل. حالياً، تم تطوير محاليل جديدة لعملية التغطية أو التزييت هي عبارة عن أملاح معدنية. في حالة ما إذا كان التشكيل يتم في أوساط رطبة تستعمل التغطية بواسطة محاليل تحتوي على النحاس أو النحاس الأصفر [26].

* جهاز تشكيل الأسلاك:

يُعتبر جهاز صناعة الأسلاك بسيط في مكوناته حيث يتكون من محرك للسحب و بكرات للتوجيه و قالب للتشكيل.

** محرك السحب:

يعمل على السحب المستمر للسلك

** بكرات التوجيه:

تساعد على توجيه السلك و بقاءه مستقيماً.

** قالب التشكيل:

يُعد هذا الجزء من الجهاز الأكثر أهمية في صناعة الأسلاك. يتكون من نواة قاسية مكونة من كربونات التينغستن (WC) أو الماس و ملبدة داخل حاوي فولاذي (الشكل 8-I)[26]. تنقسم هذه النواة إلى :

- مخروط الدخول و يسمح هذا الجزء بدخول السلك بمقطع S_1 و جر المادة الزالقة
- مخروط العمل و هو الجزء المسؤول عن التشويه و يمتاز بزاوية رأسية مقدارها 2α

- جزء أسطواني يكون طوله عادة من رتبة نصف أو ثلث قطر السلك بعد التشويه
 - مخروط الخروج و هو الجزء الذي يخرج منه السلك بقطر S_2 أقل من S_1 .
- يعتبر مخروط العمل أهم جزء في هذا القالب و لطالما كان موضوع أبحاث فيزيائيين و رياضيين قصد تعيين القوة اللازمة و التقليل من الضياع في الطاقة بفعل الاحتكاك [26]. تتفكك القوة التي يخضع لها السلك إلى مركبات ناظرية على محور السلك و أخرى مماسية لسطحه. تكوّن المركبات الناظرية قوى ضغط أما المركبات المماسية فهي قوى شد (F). تم إقترح علاقة تعطي محصلة قوى الشد و يُعبر عنها بالصيغة التالية [26]:

$$F = \sigma_m \varepsilon \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{2\alpha}{3\varepsilon} \right) \dots \dots \dots (I-17)$$

حيث:

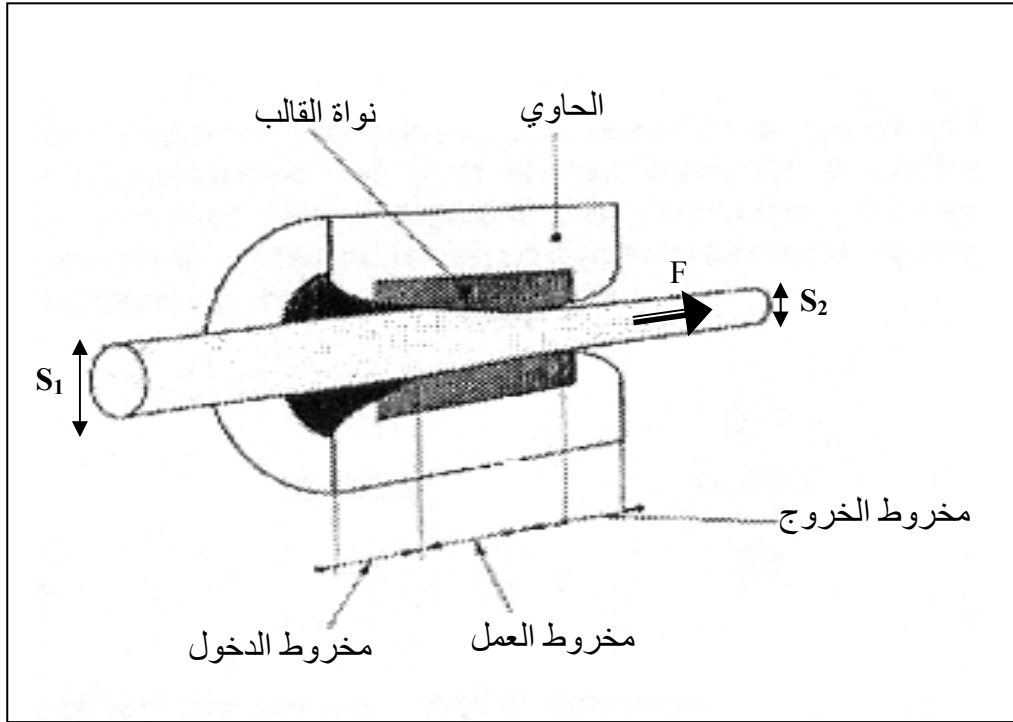
σ_m : المتوسط الحسابي لإجهاد حد المرونة قبل و بعد التشكيل.

ε : التشوه المطبق حيث $\varepsilon = \ln S_2/S_1$.

μ : معامل الاحتكاك بين سطح السلك و لبمركب الكربوني للقالب.

α : نصف زاوية مخروط العمل.

وجد أن نسبة التقليل في القطر تنخفض بإرتفاع معامل الإحتكاك و لهذا لا بد من تزييت سطح الأسلاك لتفادي إنكسارها خلال عمليات التشكيل.



الشكل I-8: مقطع جانبي لقالب التشكيل [26].

***التزييت:**

إن الضغط الكبير المطبق من طرف القالب على السلك من شأنه أن يعطل مرور السلك و كذلك يرفع من درجة الحرارة نتيجة شدة الإحتكاك. و قصد تسهيل عملية السحب فمن الضروري وجود مادة تساعد على ذلك و الهدف من إستعمالها هو:

- مقاومة إرتفاع درجة الحرارة.

- تخفيض من قوة الشد أي القوة اللازمة للتشويه.

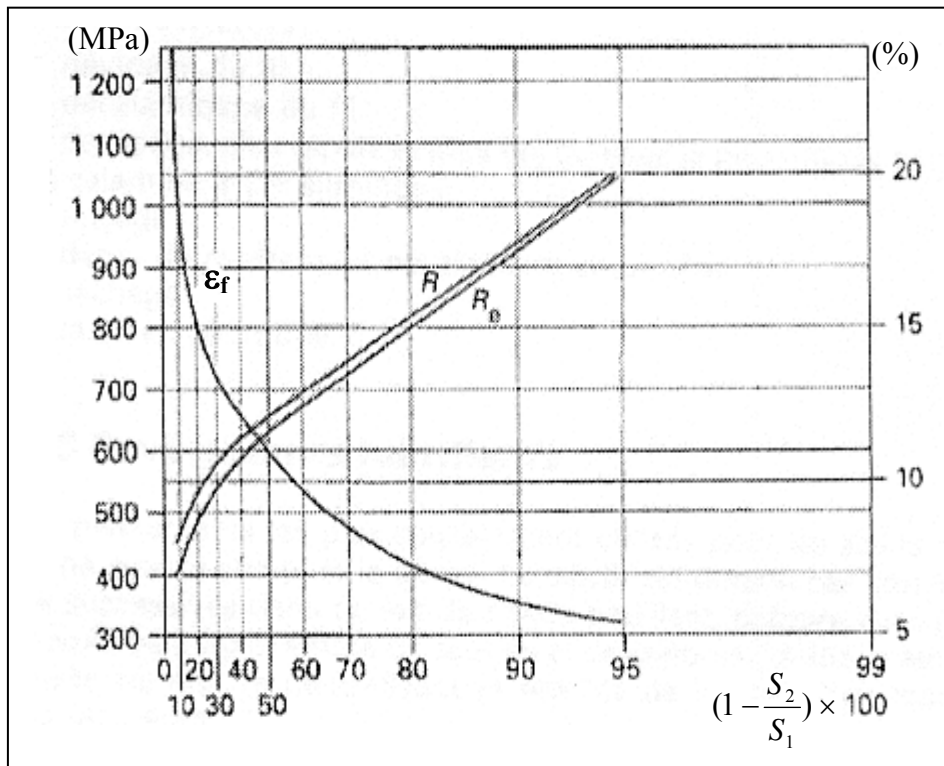
- تحمّل السلك لعمليات تشكيل لاحقة.

يلجأ عادة في عملية صنع الأسلاك الفولاذية إلى إستعمال خليط من سيترات الجير و بيكاربونات الكالسيوم أو سيترات الجير و الصوديوم، لإرتفاع درجة حرارة إنصهارها، كمحاليل للتزييت. يتم وضع هذه المواد في علب عند مدخل قالب التشكيل. رغم أن هذه الطريقة تسمح بتسهيل عملية السحب إلا أنها تترك طبقة سميكة نوعا ما من هذه

المواد على السطح كما تعطي لونا باهتا للسلك و تملأ الثقوب السطحية إن وُجدت. إن وجود هذا النوع من العيوب السطحية (الثقوب) يكون عائقا أمام مواصلة تغطية السلك بالترسيب الإلكتروليتيكي، مثل التغطية بالزنك (Galvanisation).

6- المعالجات الحرارية البينية للتلدين:

أثناء مراحل السحب المختلفة يفقد السلك قابليته للتشكيل فترتفع صلابته و إجهاد حد مرونته وكذلك مقاومته الميكانيكية، بينما تنخفض مطيليته مما يؤثر سلبا على مواصلة عمليات التشكيل اللاحقة. يبيّن الشكل I-9 تغير هذه الخواص لسلك مصنوع من فولاذ ليّن (0.06%C وزنا) بدلالة نسب التشوّه [26].



الشكل I-9 تغير الخواص الميكانيكية لسلك فولاذي بدلالة نسب التشوّه [26].

تتطلب إعادة تأهيل السلك لعمليات تشكيل أخرى خواص ميكانيكية مميّزة و في أحسن الأحوال تكون قريبة من خواصه في الحالة الابتدائية. يمكن للسلك إستعادة خواصه الميكانيكية الابتدائية عند معالجته حراريا، و يتحقق ذلك بمعالجات حراريا بينية للتلدين.

تتم المعالجات الحرارية للتلدن عادة بتسخين السلك لفترة زمنية معينة عند درجة حرارة أقل من A_{e1} (لتفادي الدخول في المجال ثنائي الطور). يتم بعدها التبريد وفق سرعات مناسبة. يمر السلك خلال هذه المعالجة بمرحلة الترميم و التي يحدث فيها إعادة توزيع الإنخلاعات و زوال البعض منها. تليه مرحلة إعادة البلورة الأولية، حيث تبدأ بتنوي حبيبات جديدة على حساب الحبيبات المشوهة و تنتهي بإستهلاك هذه الأخيرة. تصبح المادة مكونة من حبيبات صغيرة الحجم و ليّنة. ثم تأتي بعد ذلك مرحلة تضخم هذه الحبيبات حيث ينقص الطول المتوسط لحدود الحبيبات. يمكن لبعض الأطوار خلال هذه المرحلة من التضخم كالترسبات و يتغير شكل السيمنتيت المكون للبرليت فيصبح كرويا بدلا من رقائقيا، و هي حالة من حالات الإتزان الترموديناميكي للبنية المجهرية للفولاذ اللينة.

3- الترميم و إعادة البلورة:

نذكر أن تشوه المواد يؤدي إلى رفع كثافة العيوب كالإنخلاعات و بالتالي زيادة الطاقة المخزنة و هي حالة عدم التوازن الترموديناميكي. تعمل المعالجات الحرارية للتلدين على تحرير الطاقة المخزنة بإختفاء العيوب أو إعادة توزيعها. و نتيجة لذلك تسترجع المادة الخواص التي تؤهلها للتشكيل مرة أخرى. تتم هذه المعالجات وفق المراحل التالية:

- الترميم
 - إعادة البلورة الأولية
 - إعادة البلورة الثانوية (تضخم الحبيبات)
- 1- الترميم:

يتم الترميم خلال معالجة حرارية عند درجة حرارة معينة و مدة زمنية تخضع لها المادة المشوهة. تتغير الخواص الفيزيائية و الميكانيكية للمادة أثناء هذه المرحلة نتيجة لإختفاء العيوب و إعادة توزيعها. يمكن قياس درجة الترميم بالإعتماد على مدى تغير إحدى هذه الخواص كالصلادة مثلا. تمّ وضع علاقة نصف تجريبية تعطي تغير نسبة قيمة الخاصية المرممة (X_R) إلى قيمتها في الحالة المشوهة (X_0) بدلالة الزمن (t) بالصيغة التالية [20]:

$$\dots\dots\dots(I-17) \frac{X_R}{X_0} = C e^{-t}$$

C: ثابت

تسمح هذه العلاقة بتحديد الزمن الموافق لنسبة معينة من المادة المرممة عند درجة حرارة معينة.

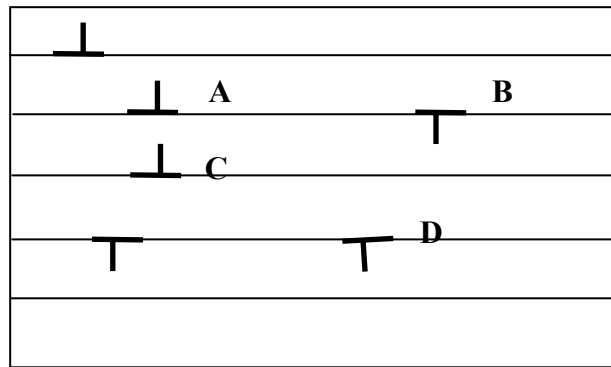
* آليات الترميم:

تعتمد آليات الترميم على:

- إختفاء الإنخلاعات:

يكون ذلك بجركتها وفق آلية الإنزلاق أو التسلق عند درجات الحرارة العالية أو كلاهما معا. يؤثر حقل الإجهاد المولد من طرف إنخلاع على الإنخلاعات المجاورة له بقوة تعتمد على شعاع Burgers (b) و المسافة بينها [33]. يمكن لإنخلاعين بإشارتين متعاكستين أن يختفيا بآلية الإنزلاق إذا كانا ينتميان لنفس مستوى الإنزلاق A و B. و يتم إختفاؤهما بآلية التسلق إذا كانا ينتميان إلى مستويان متوازيين

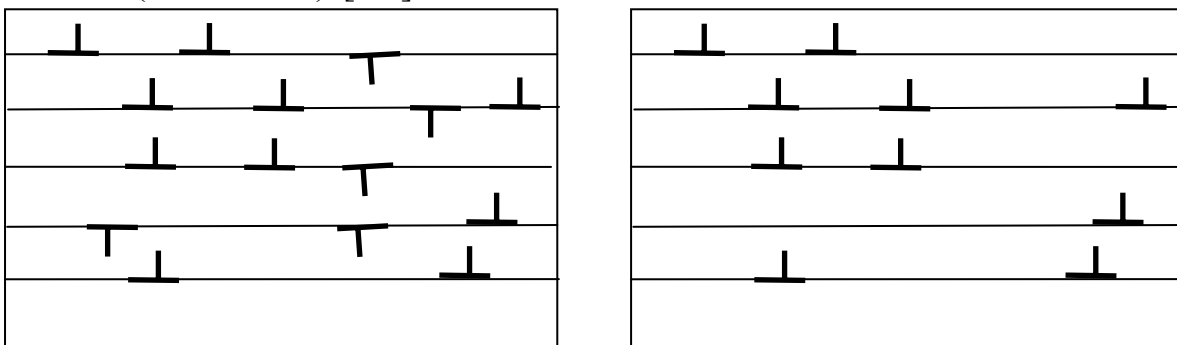
و C و D (الشكل I-10). تختفي كل الإنخلاقات أثناء مرحلة الترميم إذا تساوت الإنخلاقات ذات الإشارة المتعاكسة.



الشكل I-10: إختفاء الإنخلاقات

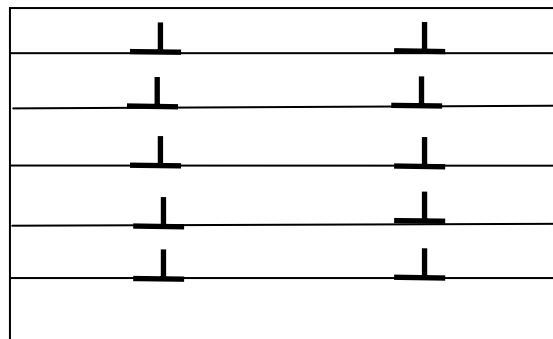
• إعادة توزيع الإنخلاقات:

عندما يكون هناك إختلاف في عدد الإنخلاقات المتعاكسة الإشارة فإن الإختفاء الكلي لها يكون مستحيلا. يبقى فائض منها له نفس الإشارة، خلال مراحل متقدمة من الترميم تتجمع هذه الإنخلاقات في بنى فرعية حتى تنخفض الطاقة الحرة للجملة. تكون هذه البنى حدود حبيبية ذات زوايا إنحراف صغيرة [34] (الشكل I-11)



a

b



c

الشكل I-11: إعادة توزيع الإنخلاقات (a) - الحالة المشوهة، (b) - إختفاء الإنخلاقات

المضادة

(c) - تكوين البنية الفرعية

* تأثير الترميم على الخواص الميكانيكية:

يُعبّر عن الخواص الميكانيكية عادة بإجهاد حد المرونة. و يمكن تقسيم هذا الأخير إلى حدين كما ياي:

$$\sigma = \sigma_I + \sigma_S \dots \dots \dots (I-18)$$

بحيث:

σ_I : إجهاد حد المرونة الذاتي (للبنية الخالية من الإنخلاعات)

σ_S : إجهاد حد المرونة الناتج عن البنية الفرعية (تجمع الإنخلاعات)

نعلم أن البنية الفرعية تظهر كنتيجة لمراحل متقدمة من الترميم. كما نذكر أن إجهاد حد المرونة يتناسب مع جذر كثافة الإنخلاعات [15] و منه فإن العلاقة التي تعطي إجهاد حد المرونة للمادة تصبح من الشكل [35]:

$$\sigma = \sigma_I + K G b D^{-m} \dots \dots \dots (I-19)$$

حيث: K و m ثابتان يتعلقان بالمادة

D: القطر المتوسط لحبيبات الفرعية

إن ارتفاع زمن الترميم عند درجة حرارة معينة يؤدي إلى ارتفاع حجم الحبيبات الفرعية مما ينتج عنه إنخفاض في صلادة المادة و كذلك إجهاد حد المرونة.

2- إعادة البلورة:

إن قياس حركية الترميم لا يمكنها بأي حال من الأحوال تحديد نقاط نهاية هذه المعالجة. يمكن أن نتأكد أن عملية ترميم البنية المشوهة قد توقفت بمجرد بداية ظاهرة جديدة هي إعادة البلورة الأولية.

نستطيع أن نعرف إعادة البلورة الأولية على أنها المعالجة الحرارية التي تؤدي إلى ظهور (تنوي) حبيبات جديدة و نموها على حساب المادة المشوهة أو المرممة. ترتبط إعادة البلورة بعاملتي درجة الحرارة و الزمن فكلاهما يحددان حركيتها. تنتهي إعادة البلورة الأولية بمجرد إستهلاك كل المادة المشوهة. تأخذ الحبيبات الجديدة عند هذه المرحلة شكل متعدد الأضلاع. يلخص الشكل I-12 نموذج لمراحل إعادة البلورة.



الحالة المشوهة



بداية التنوي



إعادة البلورة
الأولية



إعادة البلورة
الثانوية

الشكل I-12: نموذج لتطور البنية المجهرية لإعادة البلورة

حركية إعادة البلورة:

عند ظهور النوي الجديد خلال المعالجة الحرارية فإنه يبدأ في النمو على حساب المادة المشوهة. يخضع الحد الحبيبي لهذا النوي إلى تأثير قوى عمودية على سطح الحد الحبيبي قد تعيق حركته (تعطل إعادة البلورة) أو تساعد على النمو فتسرع إعادة البلورة. تتعلق هذه القوى أساسا بكثافة الإنخلاعات، أعطى [33] علاقة تعطي عبارة قوة الجر للحد الحبيبي للنوي:

$$P = \rho G b^2 \quad \text{.....(I-18)}$$

من العبارة يتبين أن القوة تكون محفزة لإعادة البلورة من أجل كثافة إنخلاعات عالية. إذن نسب التشوه العالية تعمل كقوة محركة لإعادة البلورة بزيادة الطاقة المخزنة.

بالمقابل أعطى عبارة القوة التي يمارسها الحد الفاصل بين الشبكة المشوهة و الحد الحبيبي للنوي. تعطي هذه القوة بالعبارة [33]:

$$P = \frac{2 E_H}{R} \quad \text{.....(I-19)}$$

بحيث:

R: نصف قطر النوي

E_H : الطاقة السطحية للحد الحبيبي

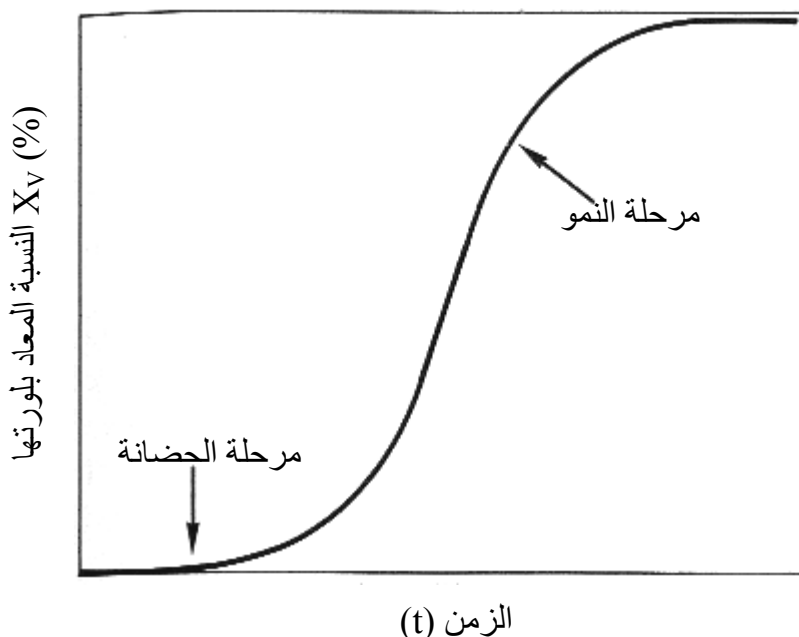
الملاحظ أن هذه القوة تتعلق بالطاقة السطحية فمن أجل تخفيض هذه الطاقة يقوم النوي بالتكور.

قياس حركية إعادة البلورة:

يمكن التعبير عن حركية إعادة البلورة الأولية بحساب الجزء المعاد بلورته (X_V) بدلالة الزمن (t) و ذلك من أجل معالجة تمت عند درجة حرارة ثابتة. يكون الشكل العام لهذه الدالة عادة أسي (الشكل I-13) و تسمى دالة (JMAK) [34-36] و هي ذات الصيغة التالية:

$$X_V = 1 - e^{(-Kt^n)} \text{ (I-20) } \dots\dots\dots$$

n و K ثابتان يحددان حركية إعادة البلورة من أجل مادة معينة و شروط تالدين مميزة.



الشكل I-13: الشكل العام لمنحنى دالة AVRAMI [37].

ينقسم منحنى إعادة البلورة الأولية عادة، إلى جزء تكون فيه النسبة المعاد بلورتها معدومة تُفسر على أنها فترة حضانة النويات الجديدة. يليه منحنى ينقسم إلى جزئين و ذلك وفق سرعة التنوي و النمو للطور الجديد. في المرحلة الأولى عالية ثم تبدأ في الانخفاض بعد إعادة بلورة ما يُقارب 63% من الطور الأم. تمثل هذه النسبة نقطة الإنعطاف على المنحنى. تنتهي إعادة البلورة بإستهلاك كل المادة المشوهة. إن إرتباط ظاهرتي التنوي و النمو بالزمن (تزامنهما) يجعل وصف إعادة البلورة بصعوبة بمكان. أحيانا تخلف شكل الدالة المعبرة عن هذه الظاهرة [38].

العوامل المؤثرة على إعادة البلورة:

إن ظاهرة إعادة البلورة ظاهرة مُحرضة حرارياً و إرتباط درجة الحرارة بعوامل أخرى كالزمن و سرعة التسخين و هي عوامل خارجية، تُعقد من محاولة تحديد درجة الحرارة التي تتم عندها إعادة البلورة. إضافة إلى ذلك هناك عوامل مرتبطة بالمادة هي عوامل داخلية. إن معرفة تأثير هذه العوامل يؤدي إلى التنسيق الجيد بينها و بالتالي الحصول على إعادة البلورة بأسرع الطرق و الأقل كلفة.

- الزمن:

تتغير النسبة المعاد بلورتها مع الزمن من أجل معالجة حرارية عند درجة حرارة معينة.

- سرعة التسخين

تؤثر التسخين من درجة الحرارة العادية إلى درجة حرارة التلدين على عملية الترميم. يؤدي التسخين السريع إلى توقيف الترميم و إنطلاق إعادة البلورة.

- نسبة التشوه:

تؤثر نسبة التشوه على الطاقة المخزنة و بالتالي على القوة المحركة لإعادة البلورة. تُسرّع نسب التشوه العالية في إعادة البلورة حيث تضمن تعدد المواقع المفضلة للتنوي.

- الحجم الحبيبي الابتدائي:

يؤثر الحجم الحبيبي الابتدائي للمادة على إعادة البلورة حيث وُجد أن بنية ذات حجم حبيبي صغير تُسرّع إعادة البلورة و ذلك بتعدد مواقع التنوي و كثرة الحدود الحبيبية.

- البنية النسيجية للمادة:

إن وجود البنية النسيجية (إتجاهات مفضلة للبلورات) يعني توزيع غير متجانس للطاقة المخزنة. تختلف إعادة البلورة في بنية نسيجية من موقع لآخر و ذلك لأن الطاقة المخزنة ترتبط بالإتجاه البلوري من خلال العلاقة التالية [20]:

$$E_D = \frac{K \theta}{D} \text{ (I-21) } \dots\dots\dots$$

بحيث:

E_D : الطاقة المخزنة في جدران الحبيبات الفرعية و الخلايا

D: قطر الحبيبة الفرعية

θ : زاوية الانحراف للحد الحبيبي الفرعي

K: ثابت.

يتبين من العلاقة السابقة أن الطاقة تكون كبيرة من أجل حبيبات صغيرة الحجم و ذات زوايا إنحراف كبيرة فمثلا وُجد في فولاذ مشوه بنسبة 70% أن [39]:

$$E_D((110)\langle 110 \rangle) > E_D((100)\langle 110 \rangle)$$

3- طاقة النشاط لإعادة البلورة:

نذكر أن سرعتي التنوي (N') و النمو (G') تتعلقان بدرجة الحرارة وفق العلاقتين [40]:

$$N' = C_1 \exp\left(\frac{-Q_N}{RT}\right) \dots\dots\dots (I-22)$$

$$G' = C_1 \exp\left(\frac{-Q_G}{RT}\right) \dots\dots\dots (I-23)$$

Q_G : طاقة التنوي

Q_N : طاقة النمو

R: ثابت الغازات

C_1 و C_2 ثابتان

يُمثل مجموع طاقتي التنوي و النمو طاقة النشاط (Q) اللازمة لإعادة البلورة. يُعبر عن سرعة إعادة البلورة بتغيّر هذه الطاقة مع الزمن وفق العلاقة التالية عن [40]:

$$V = \frac{1}{t_{0.5}} = C \exp\left(\frac{Q}{KT}\right) \dots\dots\dots (I-24)$$

Q : طاقة النشاط.

$t_{0.5}$: الزمن اللازم لإعادة بلورة نصف المادة المشوهة.

تجدر الإشارة إلى أن سرعة إعادة البلورة ترتفع بارتفاع درجة الحرارة حيث

يتناقص زمن إعادة البلورة عند درجات الحرارة العالية.

4- البنية النسيجية بعد إعادة البلورة:

لا تتأثر البنية النسيجية للحالة المشوهة بالمعالجات الحرارية لإعادة البلورة. وُجد في فولاذ لّين موجه لصناعة الأسلاك (C 0.06% وزنا) أنه يحافظ على البنية النسيجية للحالة المشوهة مع تكثيف

للمركبة $\langle 100 \rangle \{110\}$ من أجل درجات الحرارة العالية (600°C) [21].

II- الدراسة التجريبية

تتمتع الفولاذ ذات تركيز وزني منخفض للكربون (الفولاذ اللينة) بقابلية تشكيل عالية، و تعتبر صناعة الأسلاك واحدة من بين عمليات التشكيل التي يتعرض لها هذا الفولاذ. إن مثل هذه العملية تتطلب دراسة جيدة للبنية قبل و بعد التشكيل و هو ما يستدعي استعمال تقنيات مختلفة كالمعالجات الحرارية و التجارب الميكانيكية و الفحص المجهرى بنوعيه الضوئي و الالكتروني .

1- الفولاذ:

المادة المراد دراستها عبارة عن سبيكة فولاذ تحتوي على عناصر سببكية ضعيفة النسب. يوضح الجدول 1 - II التركيب الكيميائي للفولاذ.

العنصر	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	N
تركيز وزني wt %	0.05	0.3	0.1	0.025	0.02	0.12	0.12	0.12	*

* لم يتمكن من قياس نسبة النيتروجين في هذا الفولاذ.

الجدول 1- II : التركيب الكيميائي للفولاذ

يُستورد سلك فولاذي إبتدائي قطره 6 mm من طرف شركة TREFISOUD بمدينة- العلمة – سطيف، ثم تُصنع منه أسلاك فولاذية ذات أقطار مختلفة هي 4mm و 3.18mm و 2.45mm. تُستخدم هذه الأسلاك في مجالات عديدة منها: صناعة السياج الفولاذي و ربط الأشجار و تُستعمل كذلك كالكترود التلحيم.

2- المعالجات الحرارية:

1- جهاز التمدد الحراري:

يُستخدم جهاز التمدد الحراري نوع Adamel L'homergy DI 24، المجهز بحاسوب، لتحديد مجال درجات حرارة التحولات الطورية التي تطرأ على عينة ما عند التبريد أو التسخين و التي تكون مرفوقة، عادة، بتغير في أبعاد العينة.

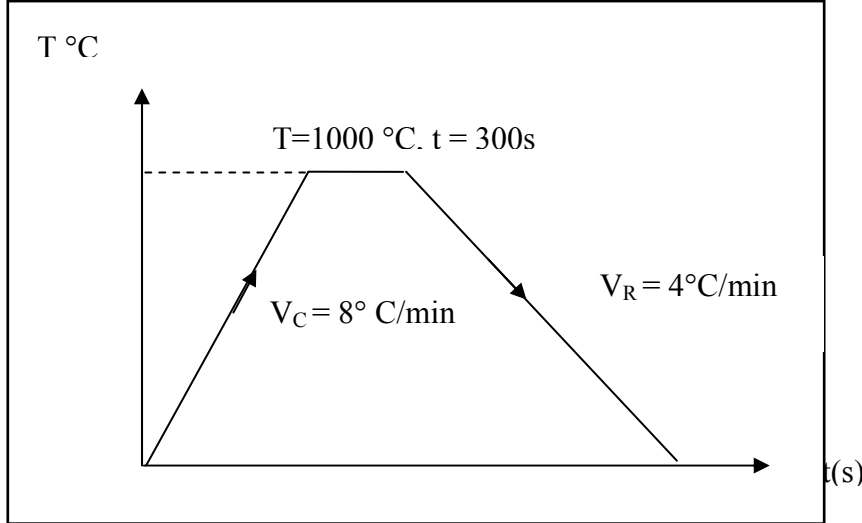
يسمح الجهاز المستعمل برسم المنحنى المباشر لتمدد العينة (ΔL_e) بدلالة تغير درجة الحرارة (T).

$$\Delta L_e/L_0 = f(T)$$

حيث:

$\Delta L_e = L - L_0$ (تغير طول العينة)، L الطول النهائي للعينة عند T ، L_0 الطول الابتدائي للعينة.

تُقاس درجة الحرارة بواسطة مزدوج حراري من نوع (Cr-Al). يمكن التحكم في سرعتي التبريد (V_R) و التسخين (V_C). تُستعمل لهذا الاختبار عينة أسطوانية الشكل بقطر $\Phi = 6 \text{ mm}$ و طول $l = 8 \text{ mm}$. يُوضح الشكل II-1 الدورة الحرارية المستعملة.



الشكل II-1 الدورة الحرارية

2- المعالجات الحرارية للتلدين :

أستعمل فرن كهربائي مبرمج و مزود بمزدوج حراري ذو دقة 1°C . و تصل درجة حرارته إلى 1600°C . لتحقيق مختلف المعالجات الحرارية للتلدين، تمّ تسخين العينات في مجال درجة الحرارة $[480 - 520]^\circ\text{C}$ و لفترات زمنية تتغير من 2min إلى 150h (أكثر من 6 أيام)، أستخدمت السقاية في الماء (درجة حرارته عادية) لتبريد العينات.

3- التجارب الميكانيكية:

1- قياس الصلادة:

أستعمل اختبار Vickers لقياس الصلادة المهجرية و لهذا الغرض أستخدم جهاز نوع (Leitz-) (Wetzler 6844 –Germany). تعطي العلاقة التالية قيمة الصلادة بـ (kg f/mm^2):

$$H_v = 1854,4 \frac{P}{d^2} \dots\dots\dots(\text{II-1})$$

P: الحمولة المطبقة تُقاس بالغم (g)

d: قطر مربع الأثر الذي تتركه الحمولة على العينة يُقاس بالميكرومتر (μm)

تمّ تحديد حمولة 1kg كعتبة لقياس صلادة هذا الفولاذ، و ذلك بعد إجراء تجارب لدراسة تأثير تغير الحمولة على صلادة الفولاذ. لهذا كانت الحمولة 2kg مناسبة جداً، وُجد أن النسبة العظمى للخطأ في قياس الصلادة لكل العينات لا يتجاوز $\Delta H_V / H_V = 0.5\%$ و هذا يوافق خطأ في قياس d يقدر بـ $0.1\mu\text{m}$.

2- تجربة الشد:

يسمح هذا الاختبار بتحديد بعض الخواص الميكانيكية للحالات الابتدائية و الحالات المشوهة. آلة الشد المستعملة نوع ZWICK لها حمولة قصوى تقدر بـ 100KN، و مجهزة بحاسوب يسمح بضبط سرعة التشويه و كذلك إعطاء المنحنى البياني لتغير الحمولة (P) بدلالة التشوه (ϵ) أي $P = f(\epsilon)$. العينات التي خضعت للتجربة كلها على شكل أسطواني لها طول عياري 150mm. تمت التجارب في درجة حرارة الغرفة و بسرعة ثابتة 0.5 mm/min.

4- صناعة الأسلاك (على البارد):

يتمّ تشويه الفولاذ بواسطة آلة لتشكيل الأسلاك عن طريق السحب و المرور عبر القالب الذي يحدد نسبة التشوه. هذه الآلة نوع BREITENBACH type Standard 1R/4VZ/ فُدرت سرعة السحب عند دخول السلك بـ 3.79 m/s و عند الخروج بـ 9m/s. يُصنع القالب أساساً من سبيكة قاسية جداً (كربونات التينغستن) و يوجد عند مدخل كل قالب علبة يمر خلالها السلك تحتوي على صابون صناعي مخفف للناكل و الاحتكاك. يتم اختيار عدد القوالب على أساس نسبة التشوه التي نرغب في الحصول عليها و توضع عندئذ على التسلسل.

يوضح الشكل II- 2 رسماً نموذجياً لهذه الآلة الموجهة أساساً لصناعة الأسلاك. يمر السلك بعدد من مراحل التشكيل هي الأجزاء 1 و 2 و 3 حيث:

الجزء 1: مخروط الدخول و يمثل المقطع الابتدائي للسلك (S_i).

الجزء 2: مخروط العمل حيث يتم التشويه و تخفيض قطر السلك.

الجزء 3: مخروط الخروج و يمثل المقطع النهائي للسلك (S_f).

نظرا لشدة الضغط الذي يمارسه القالب على السلك فإن درجة حرارة السلك ترتفع خاصة عند سطحه و بالتالي فإن صابون التزييت يُستعمل لتسهيل عمليتي السحب و التبريد معا و عادة ما تكون درجة حرارة إنصهاره عالية جدا، مثل صابون الجير و كذلك صابون الصوديوم.

تتوزع القوى داخل القالب و المؤثرة على السلك كما في الشكل 3-II- حيث:

F_N : المركبة الناعظمية للقوة المؤثرة على السلك من طرف القالب.

F_T : المركبة المماسية للقوة المؤثرة على السلك من طرف القالب.

F : القوة المؤثرة على السلك.

يمكن ملاحظة أن المركبة الناعظمية هي القوة المسؤولة على عملية التشكيل بينما تكون محصلة المركبة المماسية معاكسة لاتجاه الشد و هي قوى الاحتكاك و التي تظهر على شكل حرارة.

تم حساب نسبة تشوه الأسلاك بالاعتماد على العبارة التالية:

$$\tau_w = \frac{S_i - S_f}{S_i} \times 100 \quad \text{.....(II-2)}$$

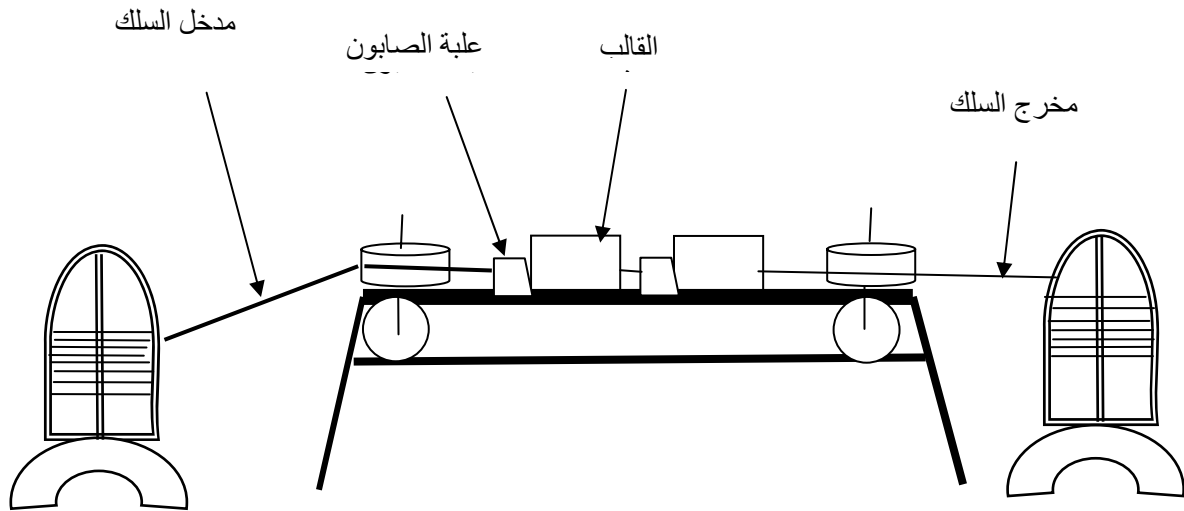
حيث:

S_i : مقطع السلك الإبتدائي.

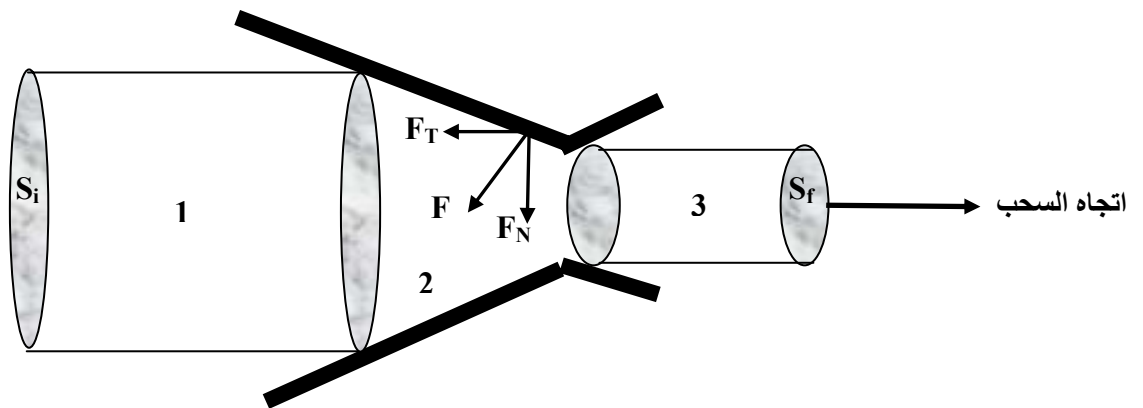
S_f : مقطع السلك النهائي.

ϕ (mm)	4	3.18	2.45
τ_w (%)	55.5	72	83

الجدول 2 - II : نسبة تشوه الأسلاك



الشكل 2-II : مخطط بياني لآلة صنع الأسلاك



الشكل 3-II : مخطط بياني لقالب التشكيل

5- تجارب الفحص المجهرى:

يتطلب الفحص المجهرى التحضير الجيد لسطح العينات:

1- الصقل و التمشيش:

* يمر صقل العينات بالمراحل التالية:

- أولا الصقل الميكانيكي الخشن باستعمال الورق الكاشط (SiC) ابتداء من الرتبة 100 و حتى 1200.

- ثانيا الصقل الميكانيكي الناعم بواسطة الالومين Al_2O_3 3سا و 12 سا و 24 سا، مما يسمح بالحصول على سطح قابل للفحص المجهرى.

* يتم تمشيش السطوح المصقولة بواسطة محلول حمضي يعرف باسم النيتال (2%) يتكون من 2 % من حمض النتريك و 98 % من كحول الايثانول. تهدف عملية التمشيش إلى توضيح حدود الحبيبات و المكونات الطورية للعينات. يتطلب فحص العينات بالمجهر الالكتروني استعمال محلول النيتال ذو تركيز عال يقدر بـ 5%.

2- المجهر الضوئي:

تمّ الفحص المجهرى لمختلف العينات بواسطة المجهر الضوئي نوع ZEISS و الذي يمتاز بحقل كبير و مزود بألة تصوير رقمية. تُنقل الصور الى جهاز الحاسوب مزود ببرنامج Axio-Vision يقوم هذا البرنامج بتحليل الصور و معالجتها من مضاعفة التكبير و تحديد المساحات التي تشغلها الأطوار الجديدة.....الخ.

3- قياس الحجم الحبيبي:

أستعملت طريقة أبرامس [41] E112-88 لتحديد الحجم الحبيبي للسبيكة، و تعتمد هذه الطريقة على رسم ثلاث دوائر متمركزة مجموع محيطاتها يساوي 500mm و تكون متساوية البعد فيما بينها كما في الشكل II-4، يُعبر عن الحجم الحبيبي بالعبرة التالية:

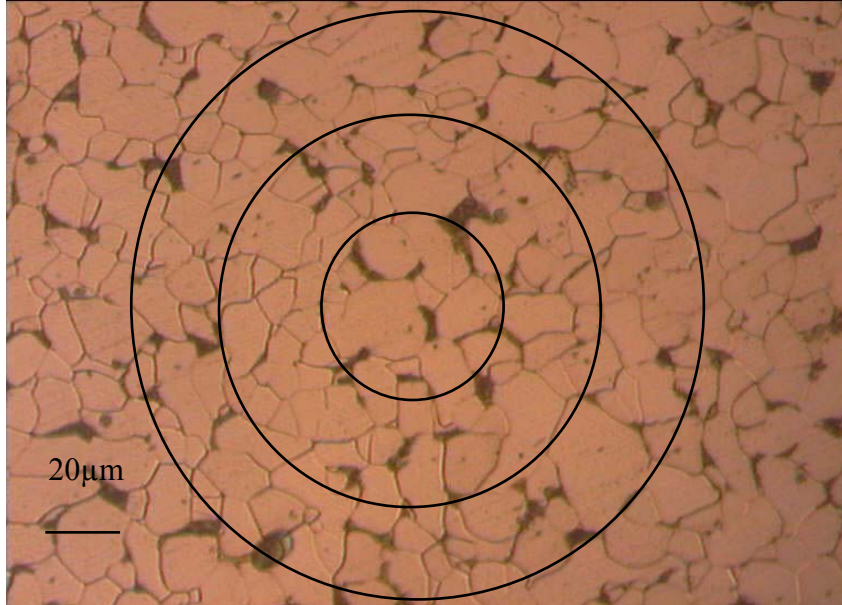
$$d(mm) = \frac{500}{Mag \times N_{moy}} \dots\dots\dots(II-3)$$

حيث:

N_{moy} : عدد التقاطعات المتوسطة للحبيبات مع محيطات الدوائر الثلاثة لنفس العينة.

Mag: التكبير المستعمل .

الحجم الحبيبي المقاس هو حجم حبيبي متوسط ناتج عن خمسة حقول مختلفة.



الشكل II-4 يمثل كيفية حساب الحجم الحبيبي للعينة بواسطة [41].

مثال : من الشكل II-4 يمكن حساب الحجم الحبيبي كالتالي:

أستعمل التكبير $Mag = 500$ و الذي توافق $20\mu m/cm$.

$N_1 = 45$ عدد تقاطعات محيط الدائرة الكبيرة مع حدود الحبيبات .

$N_2 = 33$ عدد تقاطعات محيط الدائرة المتوسطة مع حدود الحبيبات

$N_3 = 17$ عدد تقاطعات محيط الدائرة الصغيرة مع حدود الحبيبات .

و بتطبيق العلاقة (II-3) يكون لدينا $d = 10,5 \cdot 10^{-3} \text{ mm} = 10.5$ و هذا يوافق خطأ في القياس

مقداره $\Delta d = 0.5\mu m$. يُحسب بالإعتماد على المرجع [41].

4- قياس النسبة الحجمية لمختلف الأطوار:

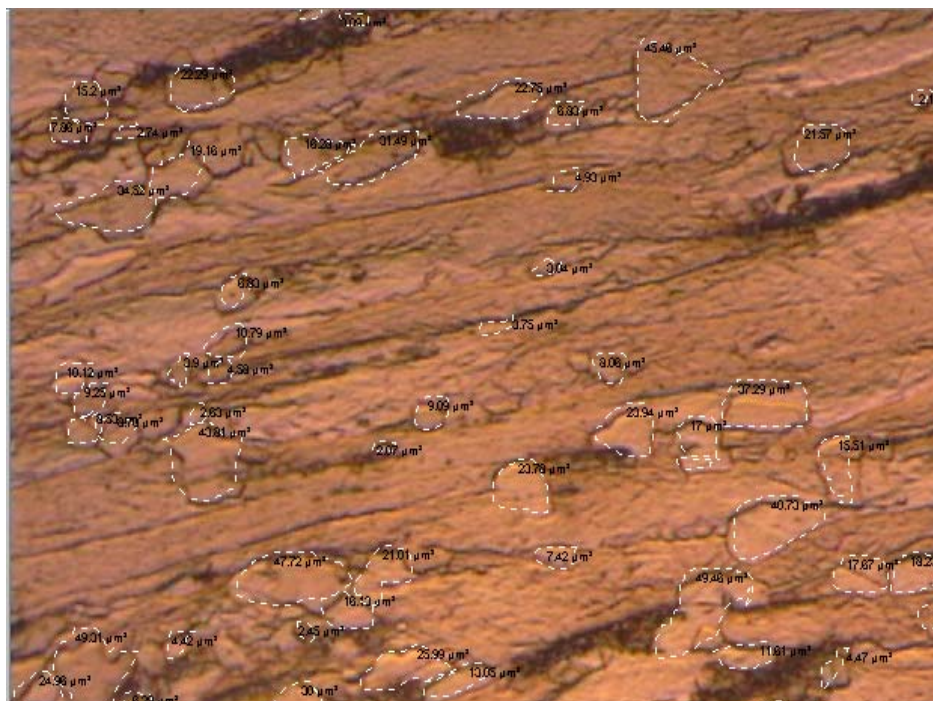
بعد تنميش سطح العينة فإن البرنامج Axio-vision يسمح بتحديد محيطات الأجزاء التي تمثل الطور المراد حساب نسبته و ذلك بقراءة مباشرة للمساحات المحاطة. يتم تحديد النسبة الطورية بالعلاقة التالية:

$$X_v (\%) = \frac{S_{ph}}{S_{im}} \times 100 \dots\dots\dots (II-4)$$

S_{ph} (μm^2): المساحة المشغولة من طرف الطور المراد حساب نسبته.

S_{im} (μm^2): المساحة الكلية للصورة.

يمثل الشكل II-5 نموجا لهذه العملية حيث تكون:



الشكل 5-II: مثال لحساب النسبة الطورية بواسطة البرنامج Axio-vision

المساحة الكلية للحقل هي: $S_{im} = 75\mu m \times 95\mu m = 7215\mu m^2$

مساحة الطور المعاد بلورته ضمن الحقل السابق هي: $S_{ph} = 837\mu m^2$

عند تطبيق العلاقة (II-4) تكون النسبة الطورية $X_V = 11.37\%$ و قُدِّر الخطأ النسبي الأعظمي بـ

$\Delta X_V/X_V = 0.1$ وهذا يوافق خطأ في قياس المساحة مقداره $1\mu m^2$.

5- المجهر الإلكتروني الماسح (SEM):

استخدم جهاز المسح الإلكتروني نوع VEGA TS 5130 MM في هذه الدراسة. و ذلك قصد تحديد البنية المجهرية للأطوار و نوعية الانكسار (النتائج عن تجربة الشد مثلا). هذا الجهاز مزود بنظام تحليل الأشعة X بواسطة تشتيت الطاقة (EDX) مما يساعد على التحليل الكمي و النوعي لمختلف الأطوار. الجهاز من إنتاج الشركة التشيكية TESCAN و هو مزود كذلك ببرنامج CHANNEL 5. تم ضبط الصور تحت فرق الجهد 30KV و بسرعة مسح 6.

III- النتائج التجريبية و مناقشتها

تُعد الدراسات التجريبية أساسية في تحديد خواص إستعمال الفولاذ قبل و بعد المعالجات الحرارية أو الميكانيكية. تنقسم الدراسة إلى ثلاثة أقسام رئيسية إعتقاداً على التقنيات التي سبق التعرض إليها في الفصل الثاني. نهتم أولاً بالفولاذ في حالة الإستقبال و ذلك عن طريق تحديد بعض خواصه الميكانيكية و البنيوية، ثم بدراسة الحالة المشوهة و تأثيرها على هذه الخواص. وأخيراً، و لإعادة تأهيل الفولاذ لعمليات التشكيل، نتطرق إلى تأثير المعالجات الحرارية للتلدين على بعض الخواص الفيزيائية و الميكانيكية.

1- الحالة الابتدائية

1-1 التمدد الحراري:

أعطت نتائج التمدد الحراري للفولاذ المنحني المباشر $\Delta L = f(T)$. يظهر على منحنى التسخين، قمتان تعبران عن التحولات الطورية التي حدثت (الشكل III-1-A). يُلاحظ من البيان أن التحول الطوري يبدأ عند درجة الحرارة $A_{c1} = 743^\circ C$ و ينتهي عند درجة الحرارة $A_{c3} = 862^\circ C$. إبتداءً من درجة الحرارة العادية و حتى A_{c1} و كذلك من A_{c3} و حتى $1000^\circ C$ لا وجود لأي تحول طوري و ذلك لثبوت الميل في هذين المجالين.

إعتقاداً على بيان الاتزان $Fe - Fe_3C$ [1]، تكون العينة بين A_{c1} و A_{c3} ثنائية الطور فريت (α) و أستينيت (γ). نلاحظ أنه ضمن المجال الحراري $[A_{c1} - A_{c3}]$ يظهر على المنحنى إنعطاف و هذا ما يدل على أن التحول الطوري $\alpha \leftarrow \gamma$ تمّ على مرحلتين. أولاً تفكك المركب الأكتويدي، و هو البرليت (P)، إلى فريت (α) و سيمينتيت (Fe_3C) ثم يليه تحول كل الفريت إلى أستينيت و هو ما يُعبر عنه بنهاية التحول $\alpha \leftarrow \gamma$.

خلال مرحلة التبريد، تظهر كذلك قمتان على منحنى التبريد المبين في الشكل III-1-B. تعبران عن بداية التحول $\alpha \leftarrow \gamma$ عند $A_{F3} = 837^\circ C$ و نهايته عند $A_{F1} = 738^\circ C$. يمكن الملاحظة بأن أعلى من A_{F3} و أدنى من A_{F1} يبقى ميل المنحنى ثابتاً و هو ما يدل كذلك على عدم وجود تحولات طورية ضمن هذين المجالين. تغيّر شكل منحنى التبريد ضمن المجال $[A_{F1} - A_{F3}]$ دليل على ظهور تحول طوري. وفق بيان الاتزان $Fe - Fe_3C$ دائماً، يبدأ التحول الطوري بظهور الفريت، ما قبل الأكتويدي، ثم يليه تحول الأستينيت نتيجة التفاعل الأكتويدي إلى برليت (P) و ينتهي التحول الطوري عند A_{F1} . تستقر عندئذ بنية الفولاذ على شكل برليت و فريت حتى درجة الحرارة العادية.

إن الهدف من دراسة التمدد الحراري لهذا الفولاذ هو تحديد درجات الحرارة للتحويلات الطورية الممكنة الحدوث. يُساعد هذا على تفادي المجال ثنائي الطور ($\alpha + \gamma$) أثناء المعالجات الحرارية للتدلين.

يمكن تحديد نقاط التحول عند الاتزان كما يلي:

$$A_e = (A_c + A_r) / 2$$

$$A_{e1} = 740.5 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$A_{e3} = 849.5 \text{ }^\circ\text{C}$$

أعطت النتائج علاقات نصف تجريبية تربط نقاط التحول عند التسخين بالتركيب الكيميائي للفولاذ ذات نسبة كربون في المجال %C [0.22 - 0.07] وزنا. تُعرف هاتين العلاقتين بـ [5]:

$$A_{C1} = 751 - 26.6 C\% + 17.6 Si\% - 11.1 Mn\% - 22.9Cu \% - 23Ni \% + 24.1Cr \% + 22.5Mo \% - 39.7V \% + 233Nb \% - 169Al \% - 898B \% \dots \dots \dots (III-1)$$

$$A_{C3} = 937 - 476C \% + 56Si \% - 19.7Mn \% - 16.1Cu \% - 26.6Ni \% - 4.9Cr \% + 38.1Mo \% - 125V \% - 19Nb \% + 198 Al \% - 331B \% \dots \dots \dots (III-2)$$

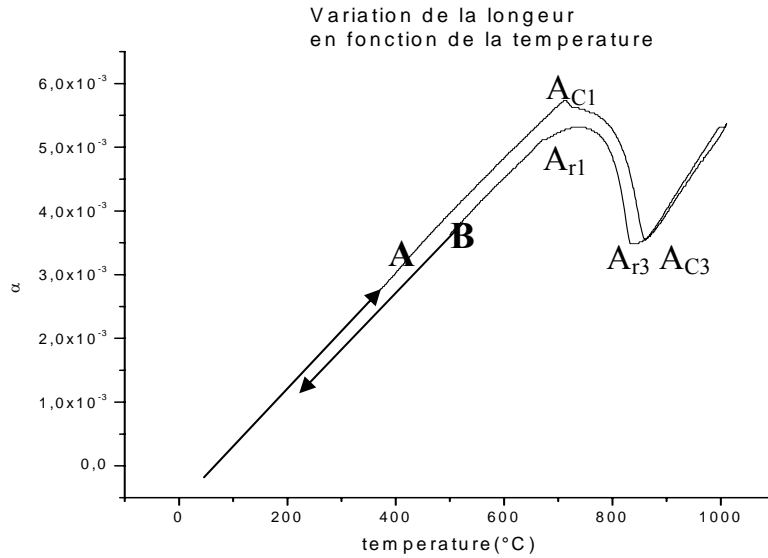
عند التعويض بالتركيب الكيميائي لهذا الفولاذ (الجدول II-1) نجد أن:

$$A_{c1} = 745.5 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$A_{c3} = 907.2 \text{ }^\circ\text{C}$$

يظهر أن هاتين العلاقتين صالحتين للاستعمال لتحديد A_{c1} و هما ليست كذلك بالنسبة لـ A_{c3} . يُذكر أن التسخين كان بسرعة كبيرة نوعا ما و هي $8^\circ\text{C}/\text{min}$ ، و قد يرجع الاختلاف في تحديد A_{c3} إلى تأثير هذه السرعة على نقاط التحول. وُجد أن إرتفاع سرعة التسخين يرفع من قيمة A_{c3} [2]. بالإضافة إلى أن المزيج الحراري المستعمل عند القياس (كان من نوع Cr-Al) تتعدى دقته 25°C .

ما يُلاحظ على المنحنى البياني هو وجود ظاهرة التخلف للتحويل الطوري للتبريد و التسخين، و التي تشبه الى حد ما ظاهرة الهسترة في تجارب التمعنط. هذا التخلف الذي يؤدي إلى عدم تطابق نقاط التحول عند التسخين و التبريد، هو من خواص الفولاذ [6]. يتسع مجال التخلف هذا في الفولاذ الخاصة (عالية التركيز للعناصر السببكية مثل الفولاذ غير قابلة للتأكسد، فولاذ آلات القطع.....).



الشكل III-1: منحنيات التمدد الحراري بدلالة درجة الحرارة
(A) عند التسخين
(B) عند التبريد

2-1 قياس الصلادة:

أعطى اختبار صلادة Vickers لهذا الفولاذ النتيجة التالية:

$$Hv_2 = (120.40 \pm 0.25) \text{ kgf/mm}^2$$

نلاحظ جيدا أن القيمة المحصل عليها أكبر من صلادة الطور الفريتي وحده. و التي تقدر بـ $Hv = 100$ و بعيدة كل البعد عن صلادة السيمينتيت و التي تقدر بـ $Hv = 1000$. قد يرجع هذا الإختلاف إلى مساهمة البرليت، الذي هو من مكونات الفولاذ اللين عند درجة الحرارة العادية و ذلك وفق بيان الإتزان، و تتراوح صلادته بين $Hv = 180 - 240$ [3]. نذكر أن البرليت، المركب الأوتكتويدي، ثنائي الطور و يتكون من الفريت و السيمينتيت بنسبة 88.7% و 11.3% على الترتيب.

نعلم أن بالنسبة للسبائك الثنائية الطور يُعطى الإجهاد المتوسط بالعلاقة التالية [12]:

$$\dots\dots\dots(III-3) \sigma_{avreg} = X_1\sigma_1 + X_2\sigma_2$$

بحيث X_1 و X_2 النسبة الطورية للطور الأول و الثاني و σ_1 و σ_2 الإجهاد الموافق للطورين على الترتيب. إذن يمكن إستنتاج العلاقة التي تعطي الصلادة المتوسطة للبرليت (P) بدلالة النسب الطورية المكونة لها كما يلي:

$$\dots\dots\dots(III-4) H_{v_{moy}}(P) = X_{\alpha} H_{v}(\alpha) + X_{Fe_3C} H_{v}(Fe_3C)$$

و بالتعويض نجد:

$$H_v(P) = (0.887 \times 100 + 0.113 \times 1000) \cong 202 \text{ kgf / mm}^2$$

إن قيمة الصلادة للفريت هي قيمة متوسطة و لا يجب أن ننسى عوامل أخرى تؤثر على صلابته، خاصة حجم الحبيبات.

إعتامادا على بيان الإتزان نجد أن هذا الفولاذ (0.05%C) يتكون من البرليت بنسبة 6.5% و من الفريت بنسبة 93.5%، و منه فإن الصلادة الموافقة لهذا الفولاذ تُقدر بـ:

$$H_v = (0.935 \times 100 + 0.065 \times 202) \cong 107 \text{ kgf / mm}^2$$

نلاحظ أن قيمة الصلادة المحسوبة هذه تختلف عن القيمة التجريبية ($H_v = 120$). و تجدر الإشارة هنا إلى أن الصلادة المحسوبة للفولاذ لم تأخذ بعين الإعتبار دور العناصر السببكية. تساهم العناصر السببكية مثل Ni, Mn, Cr, Cu, Si في رفع قيمة صلادة الفريت باعتبارها أولا، لا تكون ترسبات كربونية لأنها لا تتمتع بألفة كيميائية مع الكربون. وثانيا، يمكنها أن تكون السيمنتيت الإحلالي $(Fe, Mn, \dots)_3C$ الذي يرفع بدوره صلادة البرليت كما أنها تحتل المواقع الإحلالية في شبكة الفريت [6]. يجب أن لا ننسى دور الحجم الحبيبي في تحديد صلادة الفولاذ.

الكربون المكافئ:

تُحسب نسبة الكربون المكافئ لهذا الفولاذ بالعلاقة التالية [11]:

$$\dots\dots\dots(III-5) C.E = \%C + \% \frac{(Mn+Si)}{6} + \% \frac{(N + Cu)}{15} + \% \frac{(Cr+Mo+V)}{5}$$

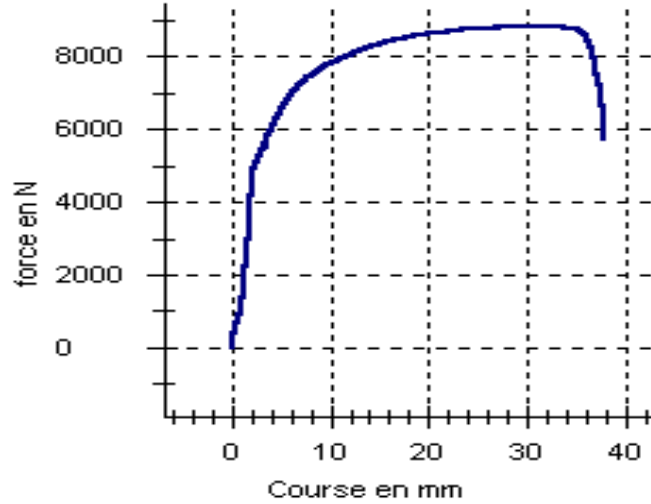
و بالتعويض نجد:

$$CE = 0.15\%$$

هذه النسبة أقل من النسبة التي حددتها المجموعة الأوروبية و هي 0.49% وزنا [11]. مما يؤكد أن هذا الفولاذ قابل للتلحيم مع المحافظة على خواصه الميكانيكية.

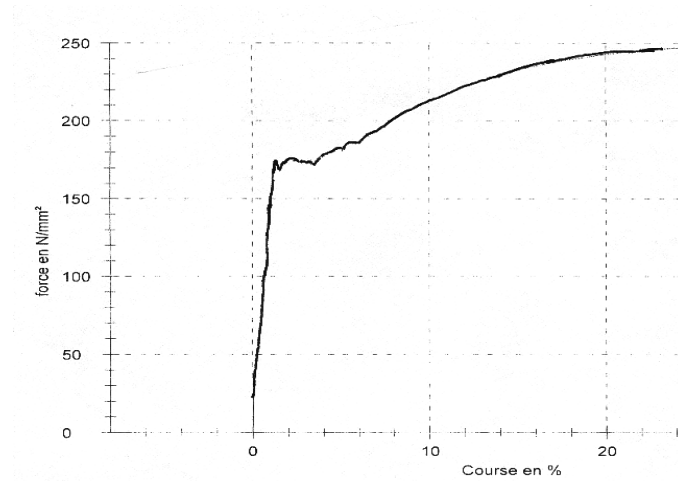
3-1 تجربة الشد:

يُعطى الشكل III-2 المنحنى الإصطلاحي لإختبار الشد الذي يمثل تغير الحمولة (P) بدلالة الإستطالة (Δl). ينقسم المنحنى إلى قسمين قسم المرونة و قسم اللدونة. يسمح مجال المرونة بتحديد إجهاد مقاومة التشوه (R_e) بينما يحدد مجال اللدونة الإجهاد الأعظمي الإصطلاحي (R_m)



الشكل III-2: منحنى اختبار الشد للسلك في حالة الاستقبال

يفصل بين المجالين مجال مسنن (الشكل III-3). هذا الأخير يمثل ثبوت الإجهاد بالرغم من تغير الإستطالة. و يُنسب وجوده إلى ظهور ما يُعرف بحزم Lüders (حزم التشوه) و إنتشارها عبر طول العينة.



الشكل III-3: المجال المسنن في منحنى الشد للسلك في الحالة الإبتدائية
بسرعة تشوه $v = 1\text{mm/min}$

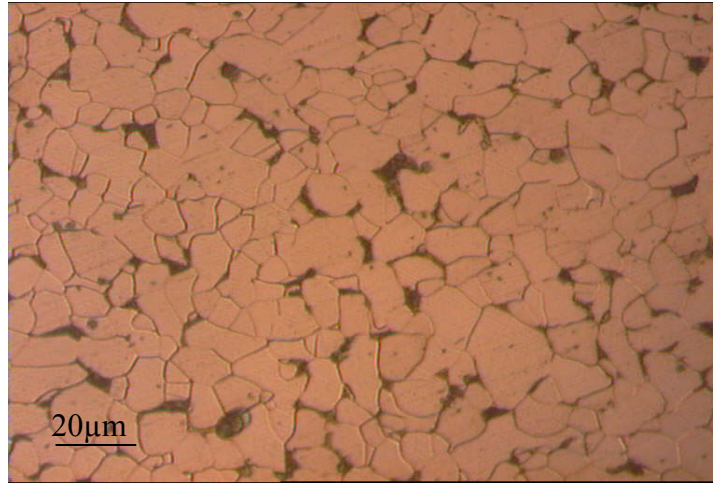
هذه الظاهرة هي من مميزات الفولاذ اللينة و العديد من متعدد البلورات كالحديد و الموليبدان و التيتانيوم و كذلك وحيد البلورة للزنك و الكاديوم [12]. و يُعزى سبب ظهوره إلى تفاعل الانخلاعات مع الذرات الإنغراسية خاصة الكربون و النيتروجين. وُجد أن إختفاؤه من منحنى الشد يعود إلى إرتفاع سرعة التشو [14،12]. تمّ التأكد من ذلك عند إجراء كل تجارب الشد بسرعة تشوه منخفضة (0.5mm/min) أما بالنسبة للسرعة (1mm/min) فيظهر المسنن. يُعطي الجدول III-1 القيم التجريبية لإختبار الشد للسلك في الحالة الإبتدائية.

τ_w (%)	R_e (N/mm ²)	R_m (N/mm ²)	ϵ_m (%)	ϵ_f (%)
0	176.8	370.7	20	21.8

الجدول III-1: خواص المرونة للسلك في الحالة الإبتدائية

4-1 الفحص بالمجهر الضوئي:

يوضح الشكل III-4 البنية المجهرية للفولاذ المدروس. يتكون من توزيع متجانس للفريت (α) و البرليت (P). تمتاز حبيبات الفريت بتعدد الأضلاع و يظهر بلون مضيء أما البرليت فيأخذ اللون الداكن.



الشكل III-4: البنية المجهرية للفولاذ في حالة الاستقبال

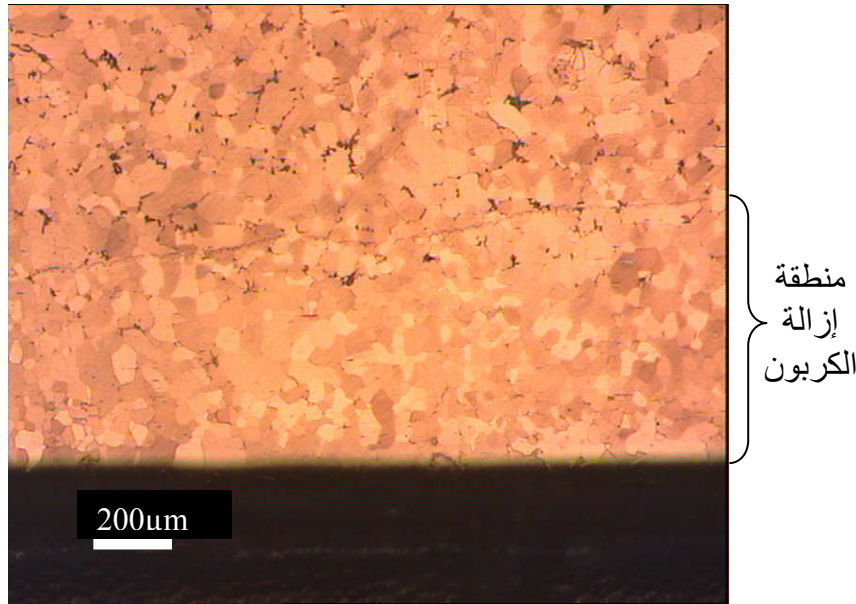
هذا النوع من البنى يوافق البنية المعروفة بواسطة بيان الإتران [1]، إذن فهو يؤكد أن الفولاذ في حالة توازن ترموديناميكي. أعطت نتائج قياس نسبة البرليت في هذا الفولاذ القيمة التالية:

$$P = (6.25 \pm 0.1) \%$$

تتفق هذه النسبة الى حد كبير ليس فقط مع التركيز الوزني للكربون الذي تحتويه هذه السبيكة و هو % 0.05 (الجدول II-1) و الذي يحدد مباشرة نسبة السمنتيت الناتج [6]، ولكن كذلك مع نسبة الرليت في الفولاذ حسب بيان الإتزان (Fe-Fe₃C).

تؤكد نتيجة الفحص المجهرى نتائج التمدد الحراري حيث أن البنية كانت من نوع فريت و برليت أسفل A_{c1} و A_{r1}. بيد أن التسخين إلى درجة الحرارة العالية والتي تُقدر بـ 1000°C يُدخل الفولاذ في مجال تضخيم حبيبات الأستنتيت. نظرا للألفة الكيميائية الموجودة بين الكربون و الأكسجين و بالرغم أن التسخين كان تحت التفريغ الأولي أدى إلى إزالة الكربون على مسافة 200µm من السطح. نذكر أن سرعة التبريد المستعملة كانت 4°C/min و هي منخفضة و كافية لإعطاء بنية مجهرية من نوع فريت و برليت و بحجم حبيبي كبير نوعا ما كما يوضحه الشكل III-5.

أثرت هذه البنية على الصلادة مباشرة، حيث وُجدت عند قلب العينة Hv=100 و قريبا من السطح Hv=80. هذه الأخيرة قريبة من الصلادة المتوسطة للفريت و هذا دليل قاطع على إزالة الكربون (شكل III-5).

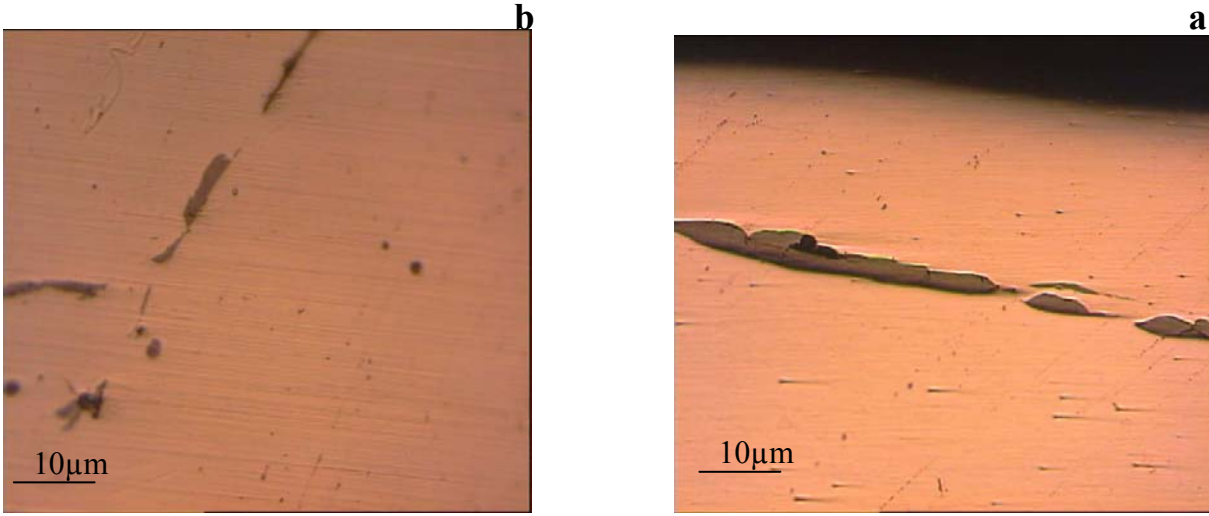


الشكل III-5: تأثير المعالجة الحرارية على الفولاذ

كان من الممكن أن نتقادی ظاهرتي تضخم الحبيبات و إزالة الكربون لو تمت المعالجة الحرارية عند درجة الحرارة العيارية و التي تعطي بـ:

$$A_{c3} + 50 = 912^{\circ}\text{C}$$

أكد الفحص المجهرى الدقيق للعينات في الحالة الابتدائية وجود ترسبات موزعة بصورة غير منتظمة داخل السلك. تعتبر هذه الترسبات من المكثفات (inclusions) (الشكل III-6).



الشكل III-6: التوزيع غير المنتظم للمكثفات داخل السلك

a- الاتجاه الموازي لطول السلك

b- الاتجاه العمودي على طول السلك

من الواضح أنها تختلف في تركيبها الكيميائي عن التركيب الكيميائي للسلك. يبين الشكل III-6 a و b نموذجا لهذا النوع من المكثفات دون تنميش للعينات.

عادة ما نتوقع التأثير السلبي لهذه الترسبات على الخواص الميكانيكية للفولاذ و على تشكيلها.

5-1 قياس الحجم الحبيبي:

أعطى قياس الحجم الحبيبي المتوسط للحالة الابتدائية النتيجة التالية:

$$d = (11 \pm 0.5)\mu\text{m}$$

يُعتبر هذا الحجم صغيراً و هو مناسب لعمليات تشكيل الفولاذ على شكل أسلاك. هناك العديد من العوامل التي تتحكم في حجم حبيبات الفريت من بينها [6]:

- درجة حرارة التسخين.
- سرعة التبريد.
- العناصر السببكية التي لها ألفة كيميائية فيما بينها.
- نوع الترسبات التي قد تظهر أثناء عملية الأستنة و كذلك أثناء عمليات الصب.

سبق و قمنا بقياس الحجم الحبيبي المتوسط لعينة إختبار التمدد الحراري عند درجة الحرارة العادية. بيّنت النتائج أنه من رتبة $35\mu\text{m}$. هذه النتيجة تؤكد مرّة أخرى تضخم حبيبات الأستنييت و تعطي كذلك تفسيراً لإنخفاض صلادة الفولاذ ($H_v=100$).

إن إجهاد حد المرونة يعبر، بصورة عامة، عن مدى قساوة السبائك أي مقاومتها للتشوه. سمح هذا لبعض الباحثين بإستعمال علاقة Petch & Hall بالصورة التالية [42]:

$$H = H_0 + kd^{-1/2} \dots\dots\dots(\text{III-6})$$

حيث:

H_0 : صلادة الشبكة و تتعلق بنوع المادة و درجة الحرارة.

K : ثابت يتعلق بنوع المادة.

d : الحجم الحبيبي المتوسط بـ (mm).

بالتعويض بقيمتي الحجم الحبيبي المتوسط المتحصل عليه من الإختبارين السابقين (الحالة الإبتدائية و إختبار التمدد الحراري) و بقمتي الصلادة الموافقة لهما نجد أن:

$$H_{v0} = 75 \text{ kgf/mm}^2$$

تمثل هذه القيمة صلادة الشبكة و تأثير كل العوامل عليها ما عدا تأثير الحجم الحبيبي. إرتفعت قيمة صلادة الحالة الإبتدائية بمقدار 45 kg f/mm^2 بالنسبة H_{v0} ، بينما لم تتعد الزيادة مقدار 25 kg f/mm^2 في عينة إختبار التمدد الحراري.

تجدر الإشارة هنا، إلى أن قيمة H_{v0} ستكون أكثر دقة لو تعددت العينات بحجوم حبيبية مختلفة.

6-1 نتائج الفحص بالمجهر الالكتروني:

يوضح الشكل III-7 البنية المجهرية الإلكترونية للسلك في الحالة الإبتدائية، يظهر البرليت على شكل رقائق متناوبة للفريت و السمنتيت. لقد تعذر قياس المسافة الفاصلة بين رقائق السيمنتيت لصغرها، كما سبق و ذكرنا، أنها ترتبط إرتباطاً وثيقاً بسرعة التبريد. كلما كانت سرعة التبريد مرتفعة كانت المسافة الفاصلة صغيرة. نذكر هنا بالعلاقة التي تربط صلادة Brinell

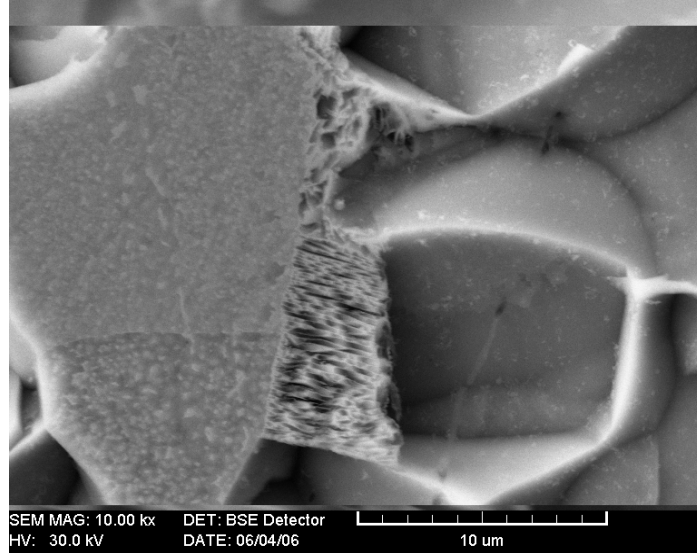
(HB) بالمسافة بين الرقائق (Δ) حيث ($H_v \approx HB$) من أجل ($HB \leq 300$) [3].

$$HB \times \Delta = 80 \dots\dots\dots(\text{III-7})$$

حيث:

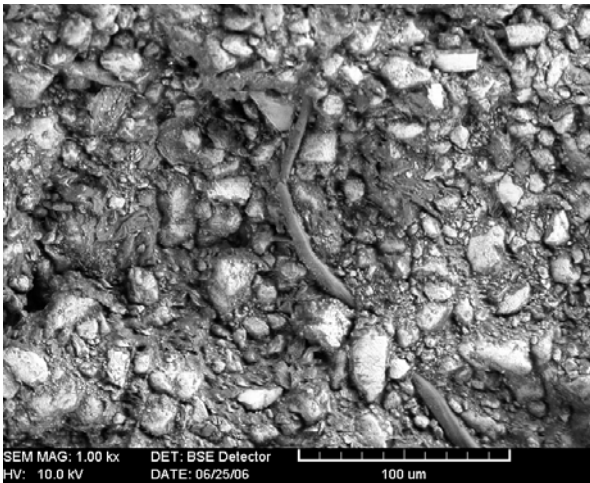
Δ يُعطى بالميكرومتر.

بالتعويض بقيمة صلادة الفولاذ المقاسة نجد أن $\Delta = 0.66 \mu\text{m}$ تؤكد هذه النتيجة أن سرعة تبريد الفولاذ لم تكن بطيئة جداً.

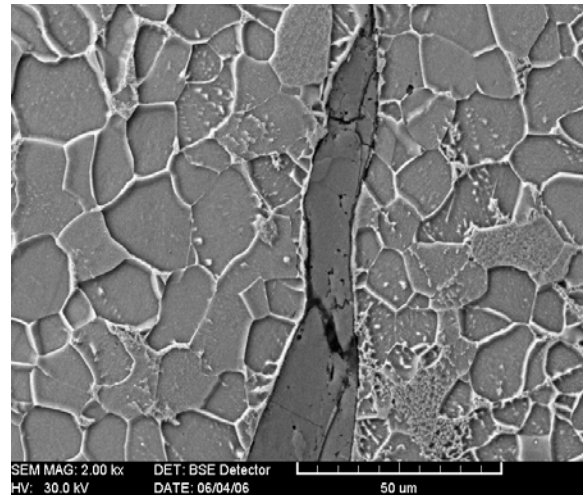


الشكل 7-III: البنية الرقائقية للبرليت

يبيّن الشكل 8-III وجود مكثفات في البنية المجهرية لعينة مصقولة و منمشة في الحالة الابتدائية. يُلاحظ جيدا إنكسار المكثف و عدم إلحامه مع الشبكة. قد يكون هذا الإنكسار ناتج عن عمليات تشويه سابقة (معالجات ميكانيكية للفولاذ مثلا). إن إنكسار هذا المكثف دليل قاطع على قساوته العالية و عدم قابليته للتشويه. كما يبيّن الشكل 9-III وجود المكثف في منطقة الإنكسار لإختبار الشد لعينة في الحالة الابتدائية. يظهر على شكل ألياف ممتدة على مقطع منطقة الإنكسار و هو ما يدل على التوزيع غير المنتظم لهذه المكثفات داخل الفولاذ و له قطر متوسط من رتبة $10\mu\text{m}$.

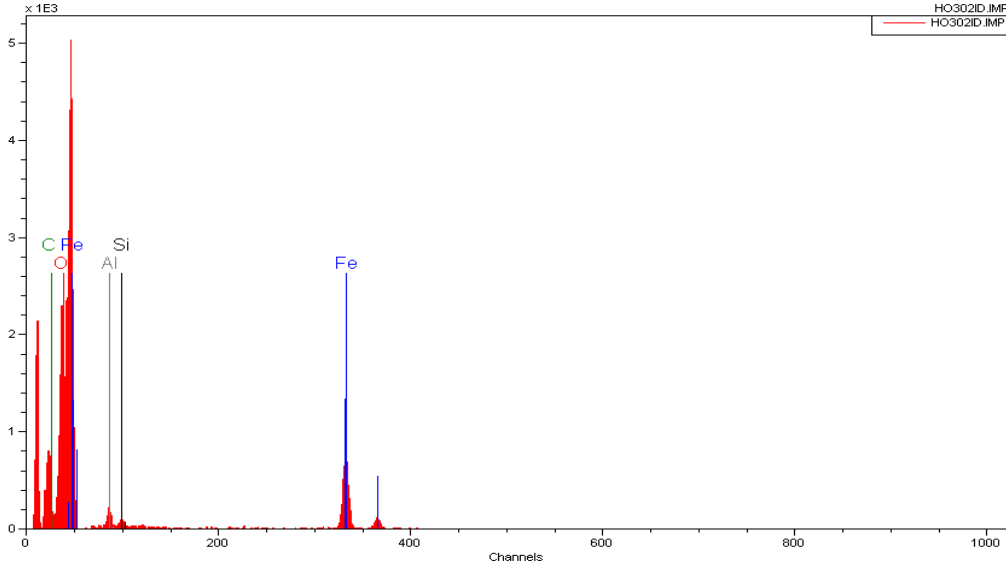


الشكل 9-III: وجود مكثفات في منطقة إنكسار العينة



الشكل 8-III: وجود المكثفات في البنية المجهرية لعينة مصقولة في الحالة الابتدائية

يبين الشكل III-10 طيف إنعراج الأشعة X النوعي للمكثفات بواسطة (EDX). يُلاحظ أنه يتكون أساسا من الحديد و الأكسجين. إذن فهو عبارة عن أكسيد الحديد. أظهرت نتائج التحليل الكمي لهذا الأكسيد (تراكيز وزنية) أنه يتكون من: 24.66% O, 10.26% C, 64.06% Fe, 0.37% Si, 0.65% Al. حسب بيان الإتران [1] Fe-O فإن التركيب الكيميائي للأكسيد يوافق تماما Fe_3O_4 (magnetite).



الشكل III-10: طيف انعراج الأشعة X (EDX) للأكسيد

إن مصدر هذا الأكسيد يكون عادة ناتجا من طرق تصنيع الفولاذ. بمعنى أن الفولاذ بالرغم من مروره بمختلف مراحل التنقية في الفرن العالي، فإن مثل هذه الترسبات تتشكل عند درجة الحرارة العالية و تبقى مستقرة عند درجة الحرارة العادية و يصعب التخلص منها [6].
تُذكر أن عدم الالتحام مع الشبكة سببه تراكم الإنخلاعات في الحد الفاصل بين الأكسيد و الشبكة. هذه الحدود تكون موقعا مفضلا لتتوي و نمو الشقوق المجهرية. إذن فمن المتوقع أن وجود الأكاسيد يؤثر سلبا بسبب إنكسارها خلال عملية السحب.
قام Yoshida [43] بدراسة تأثير المكثفات (كما و نوعا) على عملية تشكيل الأسلاك. وجد أن المكثف الخزفي، الذي يمتاز بقساوة عالية، يتسبب في إنكسار مبكر للسلك، بيد أن المكثف المعدني ينشوه مع السلك.

كما أكد Tandon et al [44] أن النسبة بين قطر المكثفات وقطر السلك النحاسي ($R = \phi_{in} / \phi_w$) لها أهمية عظمى لتفادي الإنكسار المبكر للسلك و حيث تحدد نسبة التشوه. بغرض التقليل من وجود مثل هذه المكثفات يتم إضافة العناصر المعدنية و غير المعدنية، فبالنسبة للفولاذ اللينة مثلا يتم إضافة المنغنيز (Mn) لإمتصاص الكبريت (S) و تكوين المكثفات MnS و هي قابلة للتشويه [6].

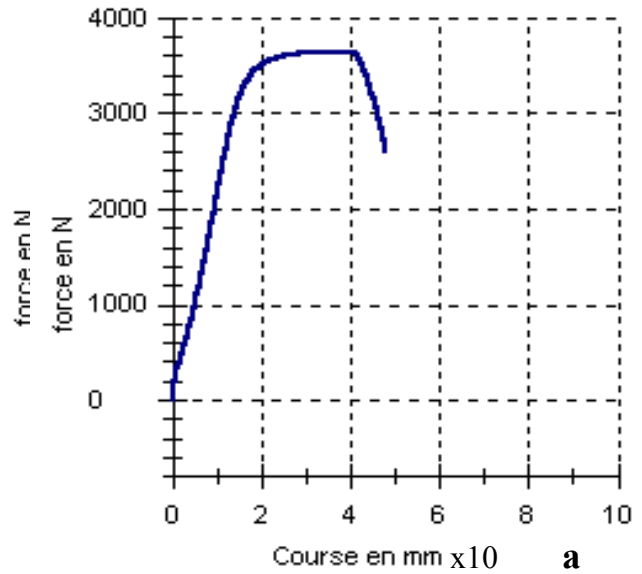
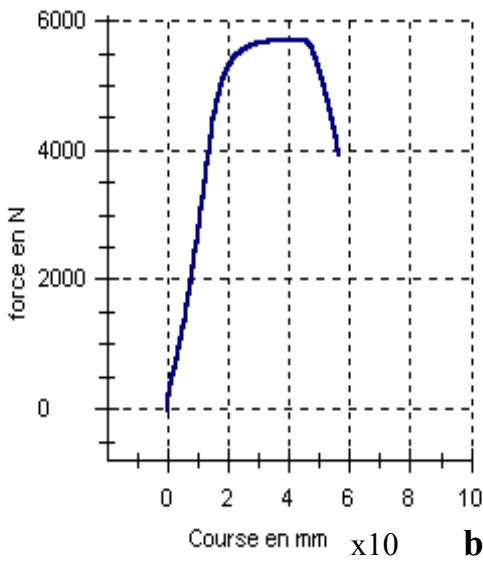
7-1 الخاتمة الجزئية:

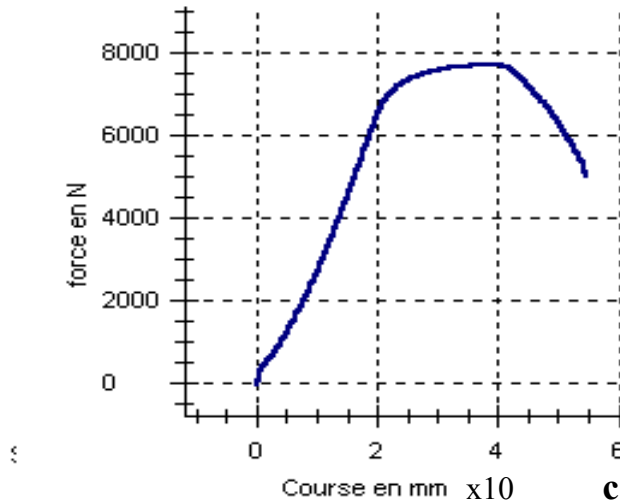
- يتمتع الفولاذ المدروس بإجهاد حد مرونة و صلادة متوسطتين مما يؤهله لعمليات التشكيل على شكل أسلاك بأقطار مختلفة.
- ساهم صغر الحجم الحبيبي من رتبة (11μ) في تحسين الخواص الميكانيكية لهذا الفولاذ.
- بيّنت نتائج التمدد الحراري أن المعالجات الحرارية للتلدين يجب أن تكون دون 740°C و ذلك لتفادي المجال الثنائي الطور (فريت - أستينيت).
- يعاني الفولاذ من ظاهرتي إزالة الكربون و تضخيم حبيبات الفريت، عند تسخينه إلى ما يقارب 1000°C .
- يحتوي الفولاذ على مكثفات أكسيد المانيتيت التي يكون مصدرها، عادة، طرق تحضير الفولاذ. من المتوقع أن يعيق عملية تشكيل الفولاذ على شكل أسلاك لتمتع هذا الأكسيد بقساوة عالية تتسبب في تخفيض مطيلية السلك.

2- الحالة المشوهة

1-2 إختبار الشد:

يبين الشكل III-11 منحنيات الشد للعينات الثلاثة. تنقسم كل المنحنيات الإصطلاحية من حيث الشكل إلى مجالين أساسيين. مجال يعبر عن التشوه المرن و مجال آخر يمثل التشوه الدائم، و ينتهي هذا الأخير بانكسار العينات. يُعطي الجدول III-2 القيم المختلفة لإجهاد حد المرونة (R_e) و الإجهاد الأعظمي الإصطلاحي (R_m) للأسلاك. ما يُلاحظ من الجدول الارتفاع الهام لإجهاد حد المرونة للأسلاك المشوهة بالمقارنة مع الحالة الابتدائية. يرتفع R_e من 176.8 N/mm^2 للسلك في الحالة الإبتدائية ليصل إلى 713.1 N/mm^2 ، كما يتغير R_m من 370.7 N/mm^2 إلى 742 N/mm^2 من أجل نسبة التشوه 83% . تُوافق هذه الزيادة في R_m تناقص في التشوه الأعظمي (ϵ_m) حيث ينخفض من 28% بالنسبة للحالة الإبتدائية إلى 20% من أجل نسبة التشوه 83% . يُلاحظ بأن المطيلية (ϵ_f) متقاربة بالنسبة للأسلاك الثلاثة. يؤدي التشوه إلى إرتفاع كثافة الإنخلاعات فتتصادم فيما بينها و تُعرقل بعضها البعض أثناء حركتها. يجدر التذكير هنا، إلى أن العناصر السببكية تعيق كذلك حركة الإنخلاعات أثناء تطبيق الإجهاد (كتجربة الشد مثلا). لهذا و لكي تتحرر هذه الإنخلاعات لا بد من الرفع في إجهاد حد المرونة.





الشكل III-11: منحنيات إختبار الشد لكل الأسلاك

a) $\tau_w = 82\%$, (b) $\tau_w = 73\%$, (c) $\tau_w = 55.5\%$

ما يُلاحظ على المنحنيات السابقة هو عدم ظهور المسطح المسنن الذي يفصل مجال اللدونة عن مجال المرونة. إن وجوده من مميزات الفولاذ اللينة و نذكر أن السبب في إختفائه يعود أن كل تجارب الشد تمت بسرعة تشوه بطيئة هي 0.5mm/min، هذه السرعة لا تسمح بظهوره.

2-2 الصلادة:

يُعطي الجدول III-2 كذلك تغير الصلادة (Hv) للأسلاك الفولاذية مع إرتفاع نسبة التشوه (τ_w)، نلاحظ إرتفاع هذه القيم. يُعبر عن هذه الظاهرة بالتقسية الناتجة عن التشوه و هي إحدى الطرق العملية المستعملة في الصناعة لرفع صلادة السبائك. غير أنه وُجد في الفولاذ اللينة، الموجهة لصناعة الأسلاك، أن التقسية بواسطة التشوه مرتبطة ليس فقط بالحجم الحبيبي و المسافة بين رقائق السمنتيت و لكن كذلك بتفاعل الانخلاعات مع مكونات البنية المجهرية للفولاذ (ذرات غريبة، أطوار، ترسبات.....) [45،46].

τ_w %	Hv kgf/mm ²	ΔHv kgf/mm ²	R_e N/mm ²	ΔR_e N/mm ²	R_m N/mm ²	ϵ_m %	ϵ_f %
55.5	220.4	100	537.2	360.4	613.1	23.3	30
72	228	108	696.7	520	709.0	20.1	29.8
83	248.9	129	713.1	536.3	742.0	19.6	26.6

الجدول III-2: الخواص الميكانيكية للأسلاك الفولاذية

يمكن استنتاج المنحنى الذي يُعطي تغير الصلادة (ΔH_v) قبل اختبار الشد بدلالة تغير إجهاد حد المرونة (ΔR_e) بالنسبة للحالة الابتدائية كما في الشكل III-12. يُلاحظ من هذا المنحنى أن الصلادة تتغير خطياً مع إجهاد حد المرونة وفق العلاقة التالية:

$$\Delta H_v = 552.40 + 1.16 \Delta R_e \dots \dots \dots (III-8)$$

حيث:

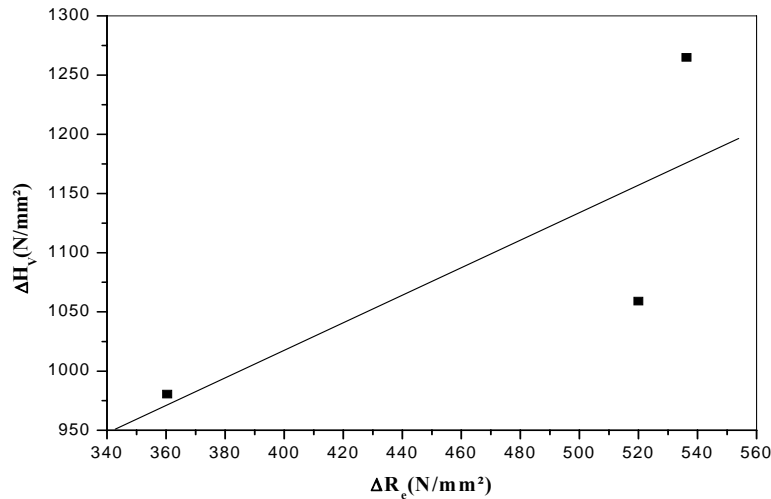
$$\Delta H_v = H_v (\tau_w) - H_v (\tau_w = 0\%)$$

$$\Delta R_e = R_e (\tau_w) - R_e (\tau_w = 0\%)$$

غير أنه وُجد أن صلادة السبائك ، بصورة عامة، تتغير مع إجهاد حد المرونة وفق العلاقة التالية [47]:

$$H \approx 3R_e \dots \dots \dots (III-9)$$

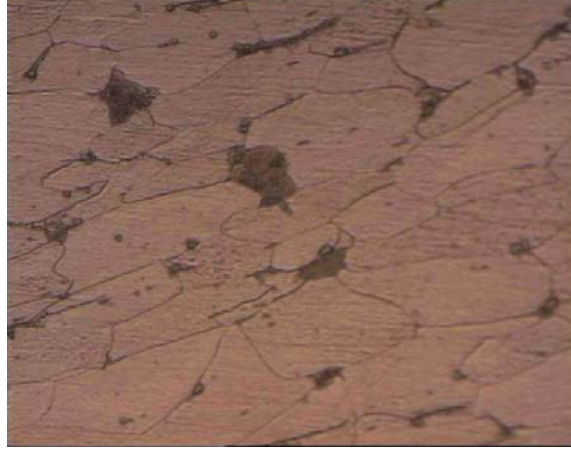
بمقارنة هذه العلاقة الأخيرة مع العلاقة السابقة التي يحققها هذا الفولاذ، نجد أن هناك إختلاف بينهما خاصة في ميل الدالة، قد يُعزى هذا الإختلاف إلى تأثير العناصر السببكية. من الواضح أنه لا يمكن ربط الصلادة بتغير الحجم المتوسط للحبيبات في الحالة المشوهة عند تطبيق علاقة Petch & Hall، لأن هذه الأخيرة خاصة بحجم حبيبات الحالة العيارية فقط للسبائك (بمعنى غير المشوهة).



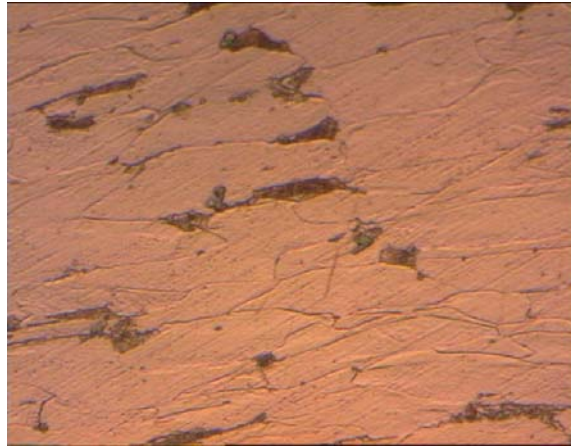
الشكل III-12: منحنى تغير الصلادة بدلالة تغير إجهاد حد المرونة للأسلاك

3-2 البنية المجهرية:

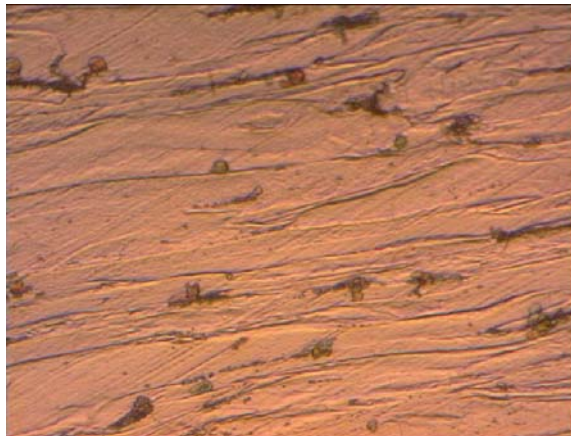
يبين الشكل III-13 البنى المجهرية لمختلف الأسلاك. نلاحظ أنه من أجل نسبة التشوه 55.5% فإن البنية هي دائما من نوع فريت و برليت مع استطالة طفيفة للحبيبات في إتجاه السحب. هذه الاستطالة تزداد مع زيادة نسبة التشوه من 72% إلى 83%.



a



b

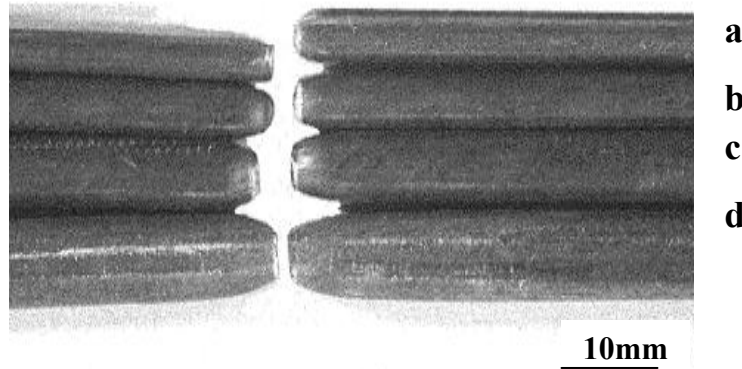


c

الشكل III-13: تغير البنية المجهرية مع نسبة التشوه
(a) $\tau_w = 55.5\%$, (b) $\tau_w = 72\%$, (c) $\tau_w = 83\%$

وُجد أنه أثناء عمليات تشكيل الفولاذ اللين على شكل أسلاك، يؤدي إلى استطالت البنية المجهرية في اتجاه السحب، مما يتسبب في تقليص المسافة بين رقائق السمنتيت المكون للبرليت [48]. هذه النتيجة أكدتها دراسة البنية المجهرية بواسطة المجهر الإلكتروني الماسح (SEM) لأسلاك فولاذية لها تركيز وزني للكربون 0.06% [21]. إذن فمن المتوقع أن ترتفع صلادة الفولاذ و ذلك عند تطبيق العلاقة (III-7).

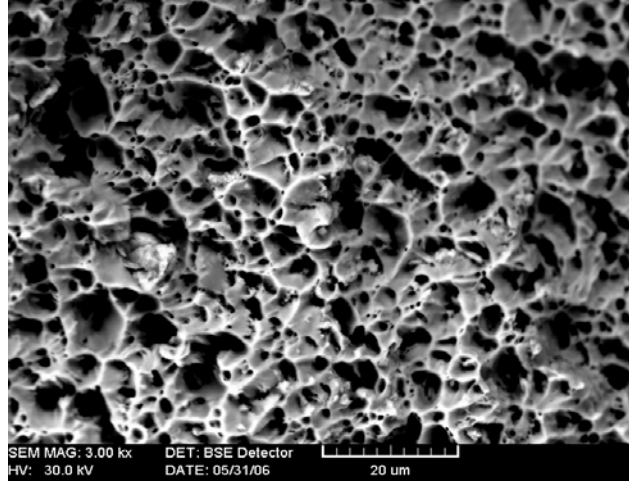
يبين الفحص المايكروسكوبي لعينات إختبار الشد بعد إنكسارها تخصر مقطع العينات (الشكل III-14). نذكر أن التخصر يظهر عندما يصل الإجهاد المطبق إلى قيمة الإجهاد الأعظمي الإصطلاحي و هو يمثل إجهاد المقاومة الميكانيكية. يدل التخصر كذلك على أن الإنكسار من النوع المطيلي. يتميز هذا الأخير بالشكل المشابه للكأس- مخروط (أو ما يُعرف (Cup – Cone). هذا النوع من الإنكسار مفضل عن غيره لأنه يسمح بتشكيل الأسلاك. تمثل المطيلية كذلك نسبة تغير مقطع العينات، و هي تتغير بالنسبة لهذا الفولاذ من 64% لسلك في الحالة الإبتدائية إلى 20% لسلك مشوه بنسبة 83%.



الشكل III-14: الانكسار المطيلي (Cup-Cone) للعينات بعد إختبار الشد
(a) $\tau_w = 83\%$, (b) $\tau_w = 72\%$, (c) $\tau_w = 55.5\%$, (d) $\tau_w = 0\%$

أكد فحص سطوح العينات بواسطة المجهر الإلكتروني الماسح (SEM) هذا النوع من الإنكسار. و يوضح الشكل III-15 البنية المجهرية الإلكترونية لسطح سلك مشوه بنسبة 83% بعد

إنكساره. يظهر على سطح الإنكسار ثقب إهليلجية الشكل. يُعطي هذا الشكل، مرة أخرى، الدليل القاطع على أن الإنكسار مطيلي.



الشكل III-15: الانكسار المطيلي للعينة 82%

يبدأ هذا الإنكسار بتكوين فجوات داخل مقطع العينة تتجمع هذه الأخيرة على شكل ثقب التي تنمو بدورها و تتصل فيما بينها و تنتهي بإنكسار الروابط بين الثقب [12].

4-2 الخاتمة الجزئية:

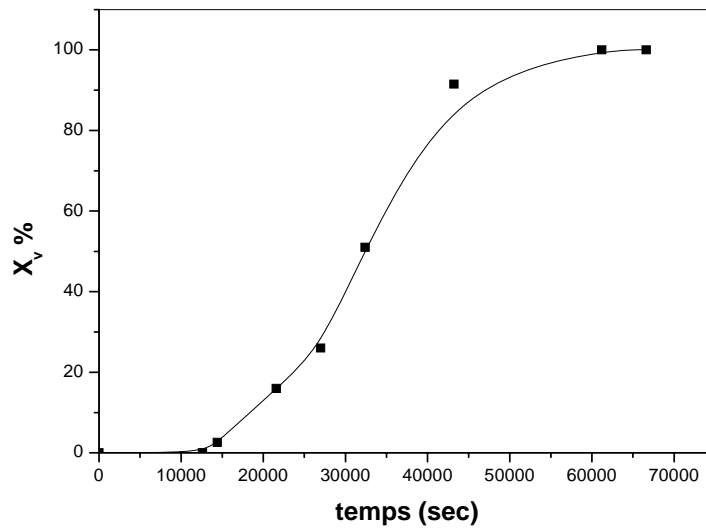
يمكن أن نلخص نتائج هذا الجزء فيما يلي:

- ترتفع الخواص الميكانيكية كإجهاد حد المرونة و الصلادة مع ارتفاع نسبة التشوه
- توضح البنية المجهرية إستطالة الحبيبات باتجاه السحب و تزداد هذه الإستطالة مع ارتفاع نسبة التشوه
- يمتاز هذا الفولاذ بإنكسار الفولاذ مطيلي. أكد الفحص بواسطة المجهر الإلكتروني للمسح SEM هذا النوع من الإنكسار.

3- إعادة البلورة الأولية

1-3 دراسة حركية إعادة البلورة الأولية:

لدراسة حركية إعادة البلورة الأولية للأسلاك الثلاثة، تم معالجة مجموعة من العينات حرارياً. تتمثل المعالجات الحرارية للتلدين في تسخين العينات المشوهة بـ 83% و 72% و 55.5% عند درجات حرارة 480°C و 500°C و 520°C على التوالي، و بعد فترات زمنية متغيرة تُبرد العينات بسقاية في الماء (درجة حرارته 25°C). يُعطي الشكل III-16 نموذجاً لمنحنى تغير نسبة الطور ($X_V(t)$) المعاد بلورته بدلالة الزمن (t) عند 480°C لسلك مشوه بـ 83%. يمكن ملاحظة أن زمن الحضانة يُقدر $t_s = 12000$ (sec) حيث لا يظهر أي تحول طوري. بعد هذه المدة يبدأ تنوي الطور المعاد بلورته ليصل إلى 50% خلال $t_{1/2} = 32400$ (sec). تبدأ سرعة التنوي للطور الجديد في الإنخفاض بعد تبلور بمقدار 63% هذه النسبة توافق زمناً قدره 35500 (sec) و هذه هي نقطة إنعطاف المنحنى.

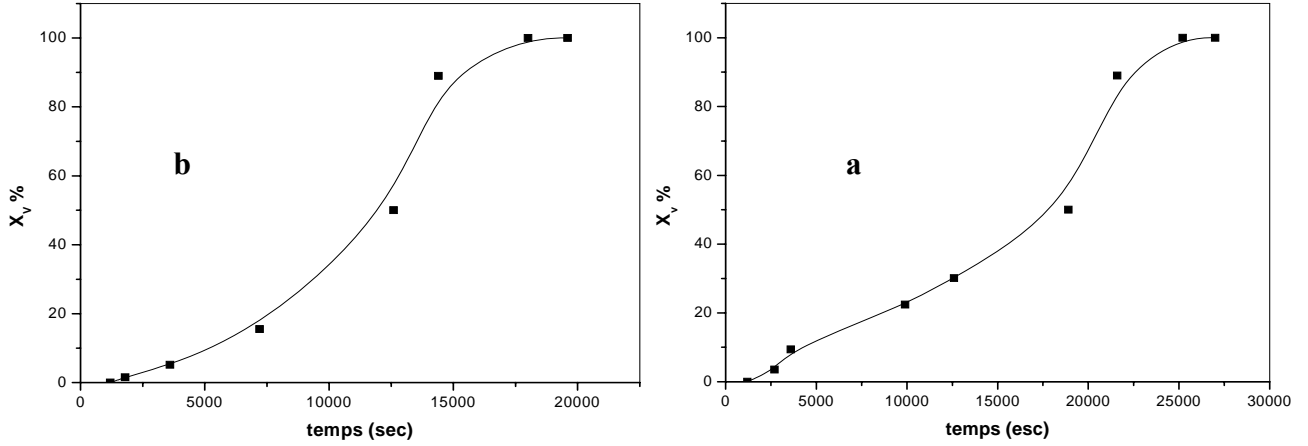


الشكل III-16: منحنى تغير نسبة الطور المعاد بلورته بدلالة الزمن عند 480°C

لعينة نسبة تشوهها 83%

تواصل هذه السرعة في الإنخفاض حتى نهاية إعادة البلورة الأولية حيث تبلغ النسبة 100% بعد زمن قدره $t_f = 61200$ (sec). بعد هذه المدة نلاحظ أن العينات تدخل في مرحلة إعادة البلورة الثانوية و هي تمثل نمو الحبيبات. يحقق هذا التغير لمنحنى إعادة البلورة الأولية شكل منحنى AVRAMI و الذي هو من الشكل I-13. تجدر الإشارة هنا أن منحنيات إعادة البلورة الأولية

لبقية الأسلاك المشوهة بـ 72% و 55.5% عند 500°C و 520°C على الترتيب تعطي نفس الشكل فقط هناك إختلاف في الأزمنة t_s و $t_{1/2}$ و t_f . من الواضح أن هذه الأزمنة ترتفع مع إنخفاض درجة حرارة إعادة البلورة الأولية (الشكل III-17).

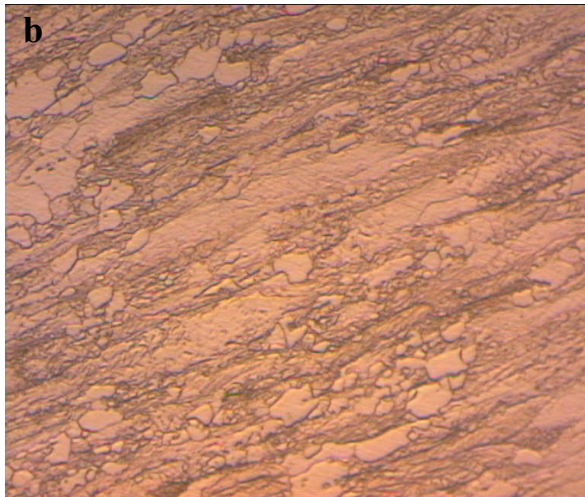


الشكل III-17 تغير النسبة الطورية المعاد بلورتها بدلالة الزمن

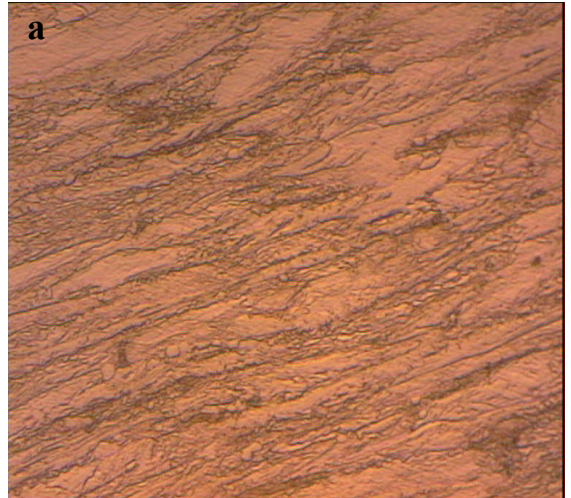
(a) $T = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau_w = 72\%$

(b) $T = 520^{\circ}\text{C}$, $\tau_w = 55.5\%$

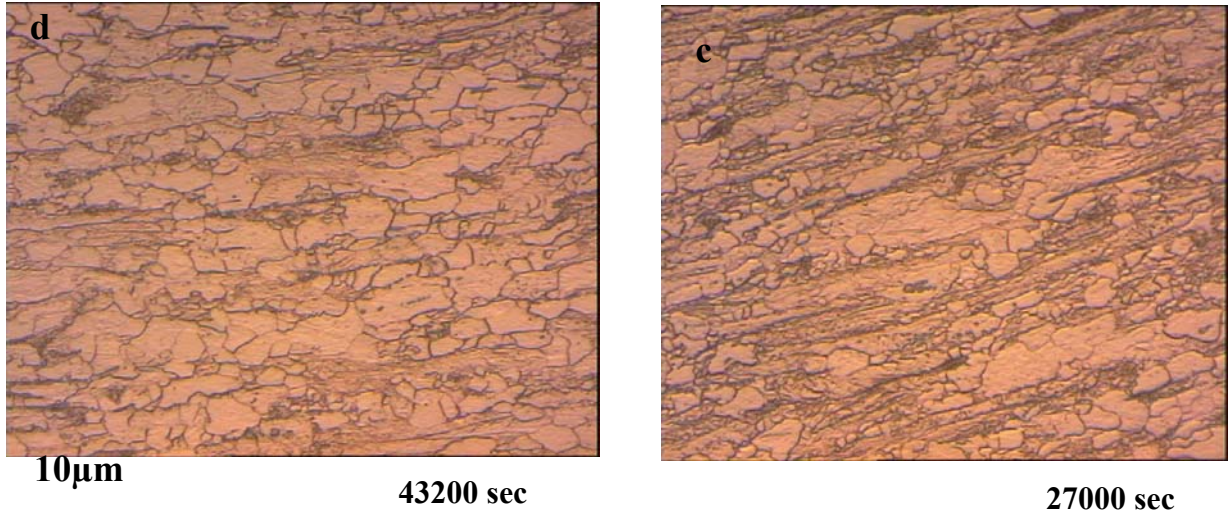
يمثل الشكل III-18 تغير البنى المجهرية للعينات خلال المراحل المختلفة لإعادة البلورة الأولية الموافق لمنحنى الشكل III-16. نلاحظ أنه من أجل الزمن أقل من 14400 (sec) مثلاً فإنه يكون من الصعب تحديد النسبة الطورية المعاد بلورتها. هذا لا يعني بتاتا أن حبيبات الطور الجديد لم تنتو و تستقر بعد، لكن إمكانية تكبير المجهر لا تسمح بمشاهدتها.



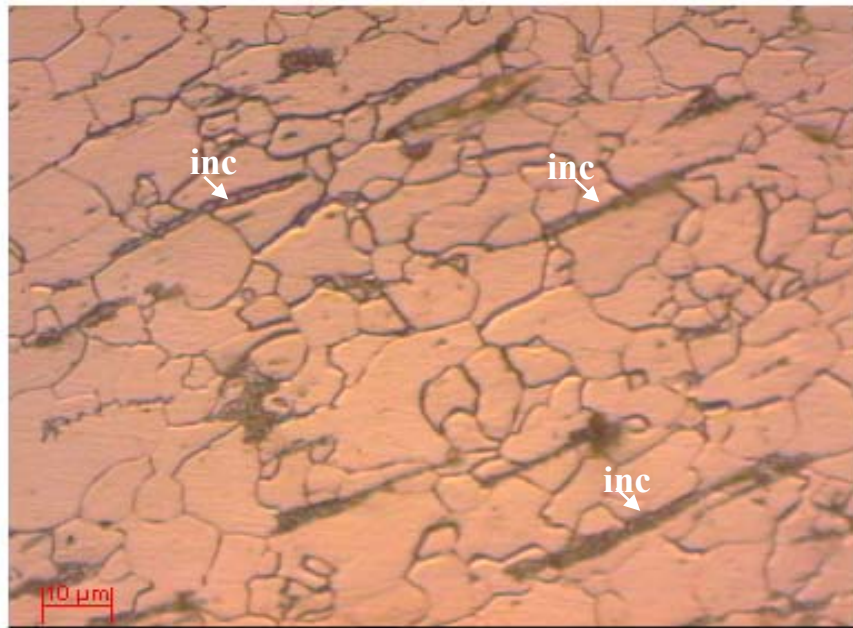
21600 sec



14400 sec



الشكل III-18: تغير البنية المجهرية بدلالة الزمن عند 480°C لسلك مشوه بـ 83% بعد زمن قدره 21600 (sec) تكون البنية المجهرية مكونة من خليط للحبيبات المشوهة و حبيبات الطور الجديد. تظهر هذه الأخيرة متعددة الأضلاع و الأحجام. إذن يمكن القول أن الصغيرة الحجم حديثة التتوي بينما الكبيرة الحجم بدأت في مرحلة النمو. يُلاحظ أن الحبيبات الجديدة تستقر عند حدود الحبيبات المشوهة التي تعتبر مواقع مفضلة للتتوي. ترتفع نسبة الطور الجديد على حساب الطور المشوه عند الزمن 43200 (sec) حيث تُقدر النسبة الطورية المعاد بلورتها بـ 91.5%. تنتهي إعادة البلورة الأولية بعد زمن 61200 (sec).



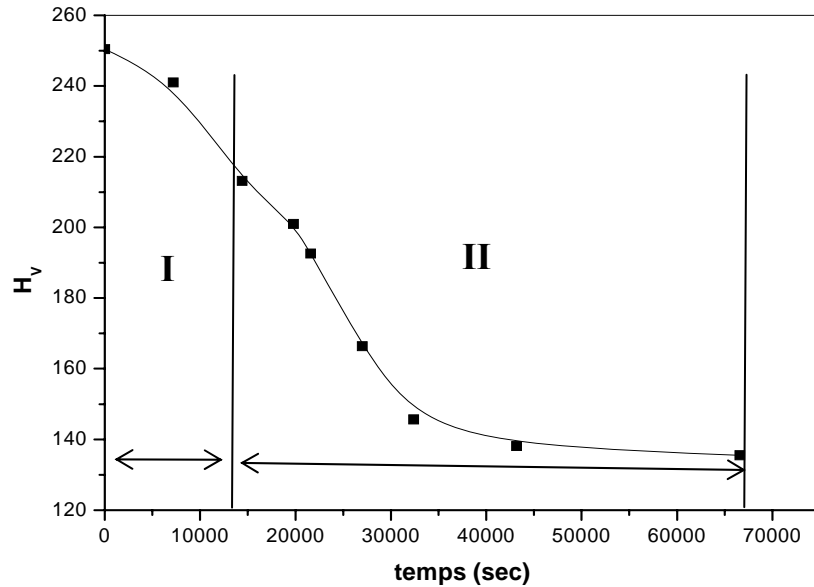
الشكل III-19: تنوي الطور الجديد عند السطح الفاصل بين الأكسيد و الشبكة

$$\tau_w = 72\%, T = 510^\circ\text{C}, t = 19200 \text{ sec}$$

تكون عندها البنية متجانسة و مكونة من حبيبات متعددة الأضلاع. تجدر الإشارة هنا إلى أننا تمكننا من رصد ظاهرة التتوي عند حدود الأكسيد للسلك المشوه بنسبة 72%. سبق أن وضحت دراسة الحالة الإبتدائية، بواسطة SEM، عدم وجود إلتحام بين سطحي الأكسيد و الشبكة. يعطي الشكل III-19 الدليل القاطع بأن هذا النوع من السطوح هو موقع مفضل لعملية التتوي. من الواضح أن الأكسيد مهشم، مما يدل على أن تشويه هذا السلك (72%) أدى إلى إنكسار الأكسيد.

2-3-3 الصلادة:

يبين الشكل III-20 تغير الصلادة المجهرية (Hv) لعينات ذات نسبة تشوه 83% عند 480°C بدلالة الزمن (t). يمكن تقسيم المنحنى إلى جزئين رئيسيين. ينتهي الجزء I عند $t = 12000$ sec، ضمن هذا المجال تتغير قيم الصلادة تغيرا طفيفا. عند ربط هذا المجال بتطور البنية المجهرية المعاد بلورتها نجد أنه يمثل بداية ظهور نسبة ضعيفة جدا من الطور الجديد. يُعبر عن هذه المرحلة بمرحلة الترميم و التي تمتاز بإعادة ترتيب الإنخلاعات و إختفاء البعض منها.



الشكل III-20: تغير Hv بدلالة t عند 480°C من أجل تشوه 83%

يمتاز الجزء II بالتناقص الحاد للصلادة المجهرية خاصة في المجال الممتد من (sec) 14400 إلى (sec) 32400. تكون سرعتا التتوي و النمو للطور الجديد كبيرتين في هذا المجال بشكل يتم فيه إختفاء البنية المشوهة (ذات الصلادة العالية) بصورة معتبرة. ينتهي هذا المجال ثبوت قيم للصلادة لتصل إلى $Hv = 136$ و هي صلادة الطور الجديد الذي أعيد بلورته، تستقر قيمة الصلادة عندما يتعدى زمن التلدين (sec) 40000.

3-3 حساب معاملا JMAK:

من الضروري التذكير بمعادلة AVRAMI (الفصل النظري) التي تعطي تغير النسبة الطورية (X_v) المعاد بلورتها بدلالة الزمن (t) عند درجة حرارة ثابتة و هي من الشكل:

$$X_v(t) = 1 - \exp(-Kt^n) \text{ (III-10) } \dots\dots\dots$$

حيث أن n و K هما معاملا JMAK.

يمكن كتابة المعادلة السابقة من الشكل التالي:

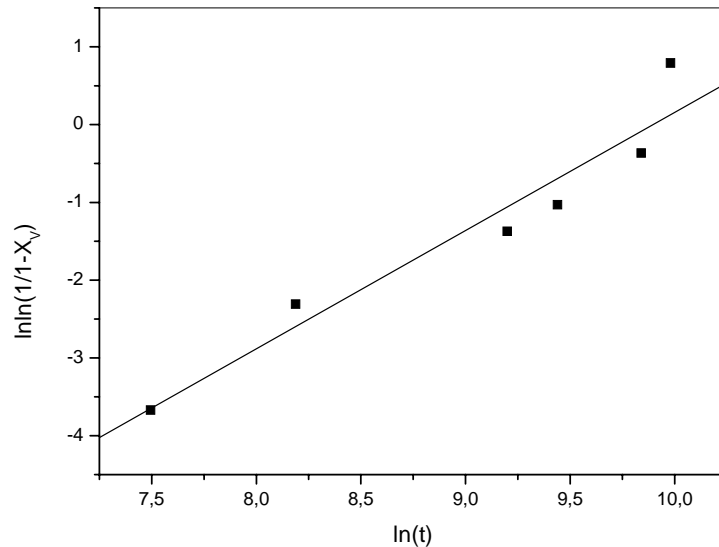
$$\ln \ln \left(\frac{1}{1 - X_v} \right) = \ln k + n \ln t \text{ (III-11) } \dots\dots\dots$$

نلاحظ أنها معادلة مستقيم ميله n و يتقاطع مع محور الترتيب عند $\ln k$. يُعطي الجدول III-3 قيم هذين المعاملين لمختلف الأسلاك.

τ_w (%)	n	K
55.5	1.56	0.033
72	1.52	0.019
83	4.05	0.014

الجدول III-3: قيم معاملا n و k التجريبية.

يُبين الشكل III-21 نموذجاً للدالة الخطية السابقة لسلك مشوه بنسبة 72%



الشكل III-21: تحديد n و k للسلك 72%

من الملاحظ أن قيمة n تكون صغيرة ($n \approx 1.5$) و هي تقريبا متساوية من أجل تشوه 55.5% و 72% غير أنها ترتفع إلى 4 من أجل التشوه 83%.

وُجد أن قيمة n، بالنسبة لفلولاذلين يحتوي على النيوبيوم مدرفل على شكل صفائح، تكون من رتبة 1 [49]. و هي نفسها بالنسبة للألمنيوم [20]، النحاس [50-51] و الحديد [52]؛ و لا تتغير هذه القيمة مع نسبة التشوه.

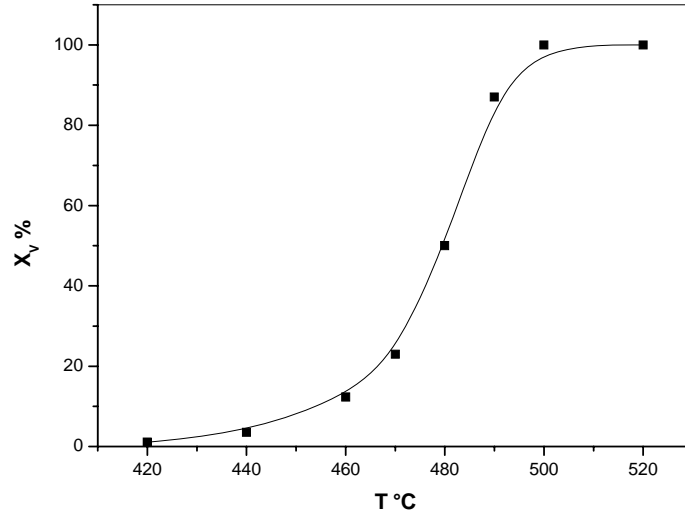
يمكننا أن نلخص العوامل المراقبة لعملية التتوي خلال إعادة البلورة الأولية كما يلي:

- يزيد ضعف الحجم الحبيبي الابتدائي و كذلك إرتفاع نسبة التشوه من المواقع الممكنة للتتوي و بالتالي يرفع من سرعة إعادة البلورة.
- تُعتبر إرتفاع درجة الحرارة عامل أساسي في إرتفاع سرعة التتوي.

3-4 تأثير تغير درجة الحرارة على حركية إعادة البلورة الأولية:

تمت هذه المعالجات الحرارية للتلدين بتثبيت الزمن ثم دراسة تطور النسبة المعاد بلورتها بدلالة درجة الحرارة. يمثل الشكل III-22 نموذجا لتغير النسبة الطورية المعاد بلورتها بدلالة تغير درجة الحرارة لعينة مشوهة بنسبة 83% من أجل زمن قدره (sec) 33600. يحقق هذا المنحنى كذلك الشكل العام لمنحنى دالة AVRAMI. مثلا فمن أجل درجة الحرارة 420°C كانت النسبة الطورية ضئيلة نوعا فُدرت بـ 1.2%. بمعنى أنه أدنى من 420°C تكون لدينا ظاهرة الترميم فقط. مع إرتفاع درجة الحرارة نلاحظ زيادة في سرعتي التتوي و النمو. عند 63% من الحالة المشوهة و هذا عند درجة الحرارة أعلى من 480°C حيث يتغير إتجاه السرعة فتنبأى. نلاحظ نقصان مواقع التتوي بسبب تلامس الحبيبات التي تنوت في المراحل الأولى. تتم إعادة البلورة كليا $X_v = 100\%$ من أجل درجة 520°C . تتفق هذه النتيجة في حدود الأخطاء مع النتيجة المعطاة بالشكل III-16 عند ثبوت درجة الحرارة و تغير الزمن. خضعت مجموعة من العينات بنسبتي تشوه 72% و 55.5% إلى نفس المعالجات الحرارية للتلدين من أجل أزمنة (sec) 19200 و (sec) 12600 على الترتيب (الجدول III-4).

تم إختيار الأزمنة على أساس النتائج المتحصل عليها في التجارب السابقة. يلاحظ أنها مناسبة مخبريا بالرغم من أنها ليست كذلك صناعيا 33600 sec و 19200 sec و هذا يوافق 9.3h و 5.3h على الترتيب.



الشكل III-22: منحنى تغير X_v (%) بدلالة درجة الحرارة لعينة

نسبة تشوهها 83% و زمن 33600 sec

من خلال النتائج المحصل عليها يمكن إستنتاج درجات الحرارة التي تتم عندها إعادة البلورة الأولية T_{rec} بدلالة نسب التشوه كما يوضحه الجدول III-4 .

τ_w (%)	T_{rec} (°C)	ΔT_{rec} (°C)	t (sec)	Δt (sec)
55.5	540	20	12600	5200
72	520	20	19200	6300
83	500	20	33600	27000

الجدول III-4: درجات الحرارة لإعادة البلورة الأولية

ما يُلاحظ من هذه القيم هو إرتباط T_{rec} بنسب التشوه و زمن التلدين. يُعبّر عن الربح في درجة حرارة إعادة البلورة الأولية ΔT_{rec} بالفرق بين ثبوت درجة الحرارة و تغييرها (عندما $X_v=1$). يُمثل Δt الربح في زمن التلدين الناتج عن الفرق بين ثبوت الزمن و تغييره (عندما $X_v=1$).

نلاحظ أن إعادة البلورة الأولية تختصر زمن قدره (sec) 5200 إذا تمت عند 540°C بدلا من 520°C بالنسبة للعينات المشوهة بـ 55.5%. هذا الربح في الزمن يكون معتبرا بالنسبة للعينات المشوهة بـ 83% حيث أن الزيادة بمقدار 20°C يوفر زمن قدره (sec) 27000 (ما يقارب 7.5h). يُعد هذا الزمن مهم للغاية من الناحية الصناعية و تكمن هذه الأهمية في رفع درجة حرارة التلدين بـ 20°C بدلا من رفع الزمن بأكثر من 7 ساعات.

5-3 حساب طاقة النشاط لإعادة البلورة:

باعتبار أن حركية إعادة البلورة الأولية لهذا الفولاذ تحقق معادلة AVRAMI (السابقة الذكر)، لذا سبق للعديد من الباحثين تطبيق معادلة Arrhenius [20،53،54] و هي من الشكل :

$$\dots\dots\dots(III-12) \frac{1}{t_{1/2}} = A e^{-\frac{Q}{RT}}$$

حيث:

A ثابت يتعلق بالمادة.

Q: طاقة النشاط لإعادة البلورة الأولية.

T: درجة حرارة إعادة البلورة المطلقة (k).

R: ثابت الغازات الخاملة (8.314 J/mol k).

t_{1/2}: الزمن اللازم لإعادة بلورة 50% من المادة المشوهة عند T.

يمكن كتابة المعادلة السابقة على الشكل التالي:

$$\dots\dots\dots(III-13) \ln\left(\frac{1}{t_{1/2}}\right) = \ln A - \frac{Q}{R T}$$

نضع:

$$\dots\dots\dots(III-14) y = \ln\left(\frac{1}{t_{1/2}}\right) , \quad x = \frac{1}{T}$$

يمكن أن نستنتج ميل المعادلة الخطية y = f(x) و الذي يمثل الطاقة اللازمة لإعادة البلورة الأولية (Q).

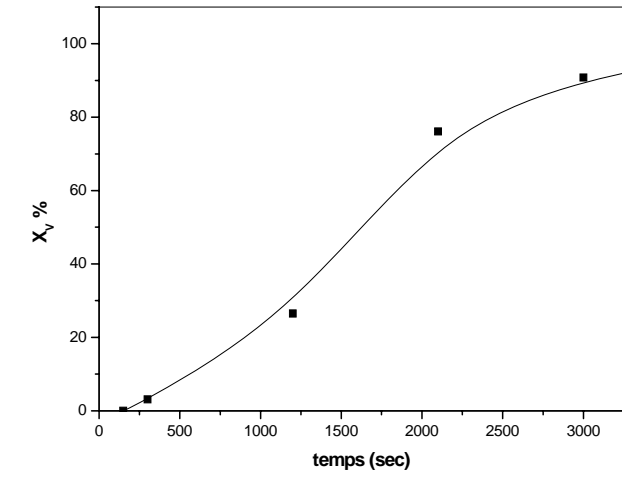
تمّ تلدين مجموعة من الأسلاك بنسب تشوه هي 83% و 72% و 55.5% عند درجات الحرارة 480°C و 500°C و 520°C على الترتيب، من أجل أزمنة مختلفة. يسمح ذلك بتحديد الزمن

اللازم لإعادة بلورة 50% من المادة المشوهة (t_{1/2}) (الشكل III-23).

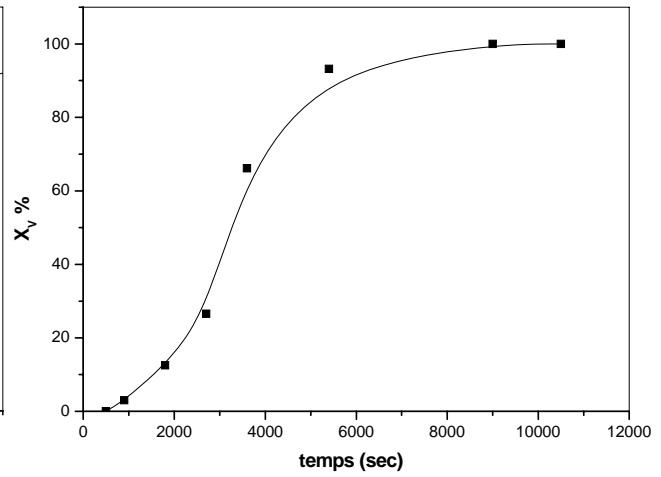
يبين الجدول III-5 تغير قيم (t_{1/2}) بدلالة درجات الحرارة (T_{rec}).

$t_{1/2}$ (sec)			
$T_{rec} \text{ } ^\circ\text{C}$	55.5	72	83
$(\tau_w)\%$			
480	304680	61900	32240
500	19700	17870	3250
520	11970	2630	1650

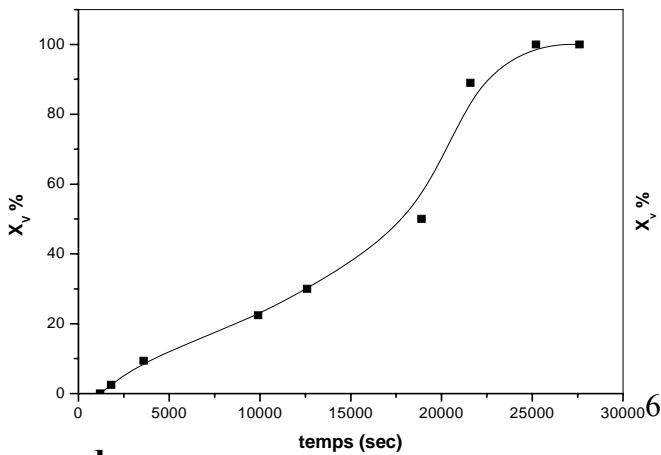
الجدول III-5: الزمن اللازم لإعادة بلورة 50% من البنية المشوهة للأسلاك بدلالة درجات الحرارة (T_{rec})



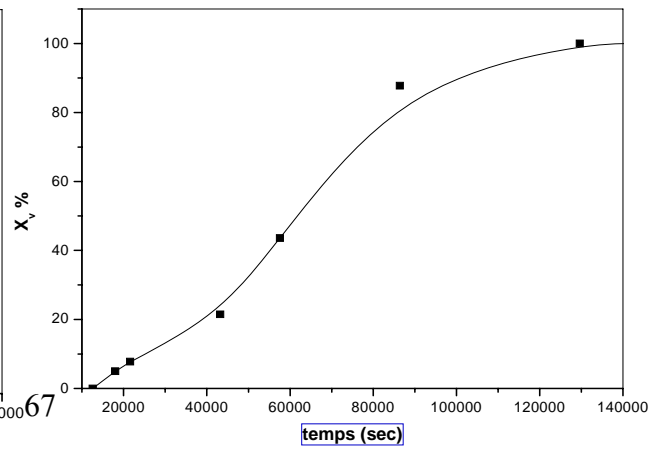
b



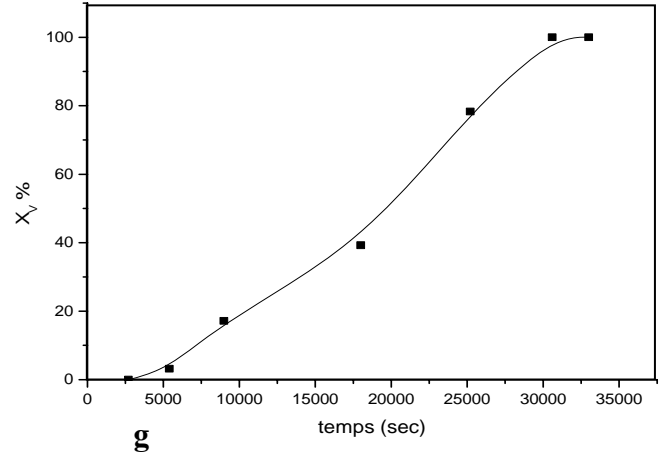
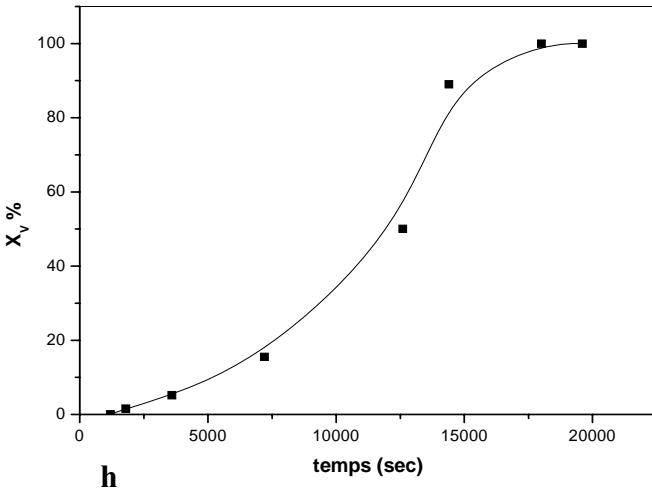
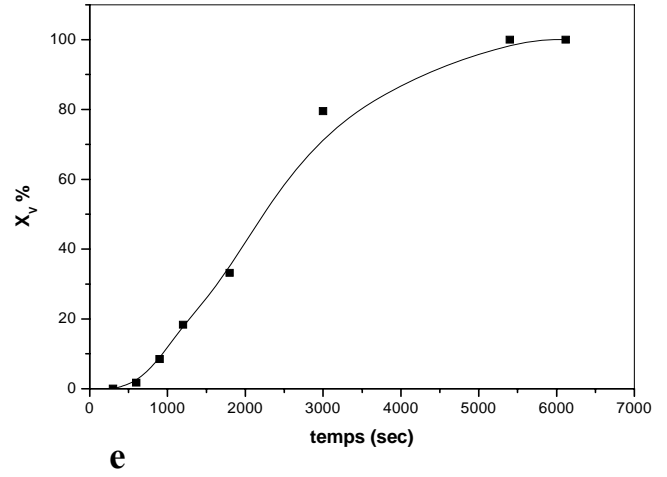
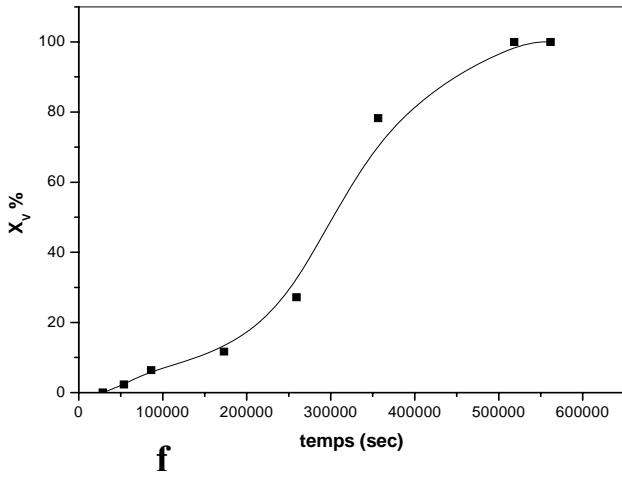
a



d



c

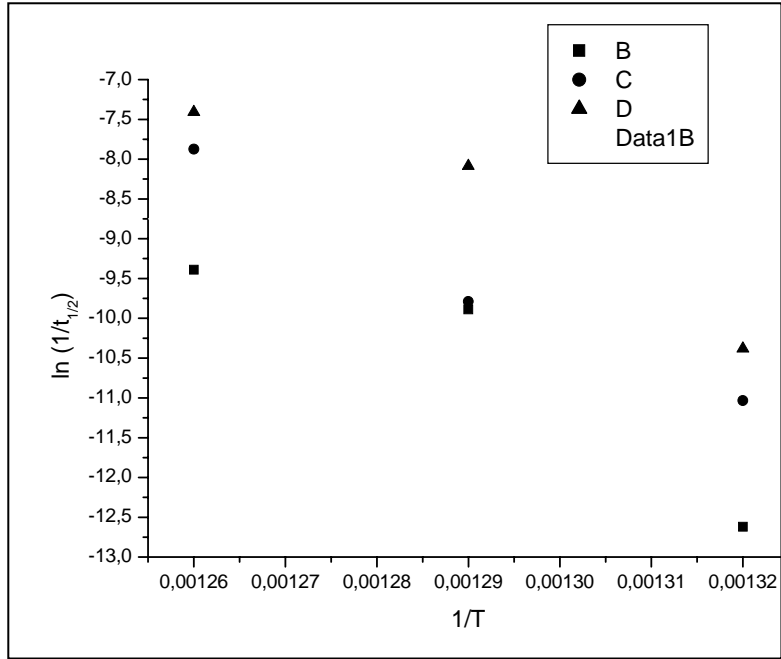


	55.5%	72%	83%
480°C	f	c	شكل III-16
500°C	g	d	a
520°C	h	e	b

الشكل III-23: تغير النسبة الطورية بدلالة الزمن و درجة الحرارة

الملاحظ من هذه القيم أن الزمن اللازم لبلورة 50% من البنية المشوهة يتناقص مع إرتفاع نسبة التشوه من أجل درجة حرارة ثابتة. فينتقل مثلا من (sec) 304680 للسلك المشوه بنسبة 55.5% إلى (sec) 32240 بالنسبة للسلك 83% من أجل درجة الحرارة 480°C. بيد أن الإرتفاع في درجة الحرارة يعوض التناقص في الزمن اللازم للتشوه ثابت. فعند

تغير درجة الحرارة من 480°C إلى 520°C ينخفض الزمن من 61900 (sec) إلى 2630 (sec) من أجل نسبة تشوه 72%. إذن فمن الممكن تعويض النقصان في زمن التلدين بالزيادة في درجة الحرارة للحصول على نفس النسبة من إعادة البلورة. يمثل الشكل III-24 نموذجاً للدالة $y = f(x)$ لسلك مشوه بـ 83%. من هذا البيان يمكن إستنتاج قيمة طاقة النشاط اللازمة لإعادة البلورة الأولية من ميل الدالة الخطية.



الشكل III-24 نموذج للدالة $y = f(x)$

$$D = \tau_w = 55.5\%, C = \tau_w = 72\%, B = \tau_w = 83\%$$

أعطت النتائج لحساب طاقة إعادة البلورة القيم المدونة في الجدول III-6.

τ_w (%)	Q (kJmol ⁻¹)
55.5	447.56
72	438.28
83	347.80

الجدول III-6: طاقة إعادة البلورة بدلالة نسب التشوه

يمكن الملاحظة أن قيم الطاقة مرتفعة، و هي متقاربة في السلكين المشوهين بـ 55.5% و 72% و إن هذا التقارب يوافق تقارب في قيمتا معامل JMAK لهاتين النسبتين (الجدول III-3). تنخفض الطاقة بصفة محسوسة في السلك المشوه بنسبة 83% لأن قيمة n كانت مرتفعة

(n=4.05). إذن يمكن أن نلخص أن الإنخفاض في الطاقة اللازمة لإعادة البلورة يرفق بارتفاع في قيمة n و يظهر عند نسبة تشوه عالية للتشوي. وُجد ان طاقة إعادة البلورة هي من رتبة 400 Jol/mol في فولاذ لَين يحتوي على الـMo كعنصر سبائكي أساسي و لا تتغير عند إضافة الـTi؛ و تنخفض هذه الطاقة إلى 334 Jol/mol عند إضافة الـNb أو الـV [54]. هذا دليل على أن الطاقة تعتمد على العناصر السبائكية (خاصة العناصر التي تشكل ترسبات...). نُذكر أن درجة حرارة التلدين لها الدور الكبير في التأثير المباشر على قيم الطاقة. أُرجم تبعثر قيم الطاقة في سبائك Ti إلى إختلاف طرق الطرق التجريبية لحساب الطاقة [53].

****مناقشة حساب النسبة الطورية بطريقة قياس الصلادة المجهرية:**

توجد طريقة أخرى لحساب X_v بدلالة t هذه الطريقة تعتمد أساسا على حساب صلادة العينات و قد إعتمدها العديد من الباحثين من بينهم [21] و يُعبر عنها بالعلاقة التالية:

$$X_v(t) = \frac{Hv_{initial} - Hv(t)}{Hv_{initial} - Hv_{final}} \dots\dots\dots(III-15)$$

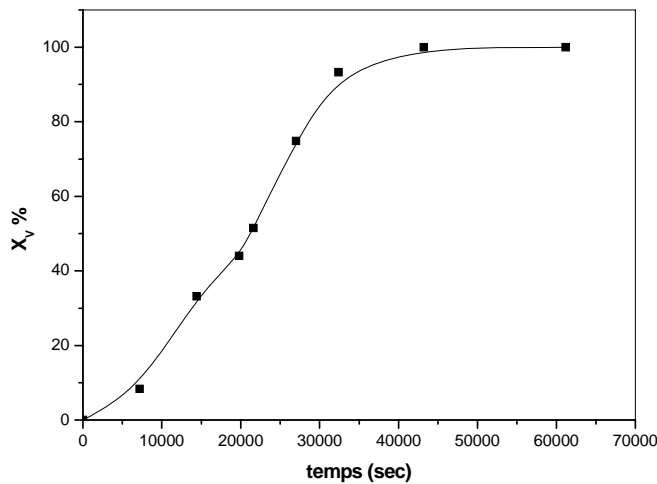
بحيث:

$X_v(t)$: النسبة المئوية للطور المعاد بلورته.

$Hv_{initial}$: الصلادة المجهرية للبنية المشوهة (قبل التلدين).

Hv_{final} : الصلادة المجهرية بعد تمام إعادة البلورة الأولية للبنية المجهرية عند t.

$Hv(t)$: الصلادة المجهرية من أجل زمن t للتلدين.

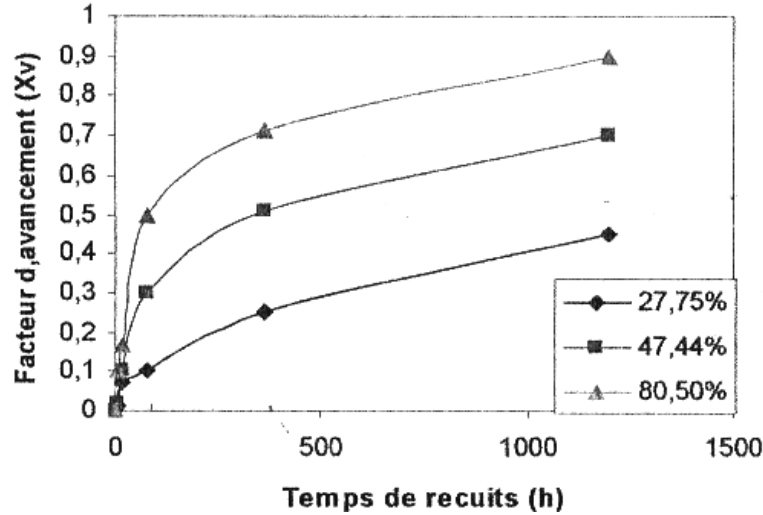


الشكل III-25: منحنى تغير X_v بدلالة t

عند 480°C لسلك مشوه بـ 83% ناتج عن حساب الصلادة

تمثل هذه النسبة مقدار فقدان الصلادة عند اللحظة الزمنية t إلى مقدار الفقدان الكلي للصلادة من طرف البنية المشوهة. يمثل الشكل III-25 نموذجاً تغير النسبة الطورية بدلالة الزمن عند 480°C لسلك مشوه بنسبة 83%.

نلاحظ أن هذا المنحنى يعطي نفس المراحل التي أعطاها بيان الطريقة المعتمدة (الشكل III-16). و هذا يدل على التوافق الكبير للطريقتين. و تعتبر هذه الأخيرة أنجع و السبب يعود إلى أنه بقياس الصلادة يمكننا استنتاج منحنى $X_v = f(t)$ و كذلك $H_v = g(t)$ في آن واحد. و لهذا السبب لا بد أن يتمّ قياس الصلادة المجهرية بطريقة صحيحة و قراءة دقيقة. لكن في الأعمال التي قام بها [21] يُلاحظ أن المنحنيات الخاصة بإعادة البلورة لم تحقق شكل دالة AVRAMI (الشكل III-26) بالرغم من أنه تعامل مع فولاذ لئِن قريب جداً في تركيبة الكيميائي من فولاذ هذه الدراسة.



الشكل III-26: منحنيات X_v (%) بدلالة t (h) لأسلاك فولاذ لين ($0.06\%C$) عند درجة حرارة 500°C بنسب تشوه 27.75% و 47.44% و 80.50% [21].

تجدر الإشارة إلى أنه إستعمل لقياس الصلادة حمولة 500g. نذكر أن الصلادة المجهرية (Vickers) ترتبط مباشرة بالحمولة المستعملة، ولا بد بل و من الضروري إجراء إختبار أولي لتحديد عتبة الحمولة المستعملة التي تتغير بتغير السبائك. بالنسبة لهذا الفولاذ قمنا بقياس عتبة الحمولة و تمّ تحديدها ب 1kg و قد تمت كل تجاربنا بحمولة 2kg. إذن يمكن أن نستنتج أن حمولة 500g لا تعطي دائماً صلادة البنية المجهرية، بل قد تكون صلادة البنية المشوهة فقط أو صلادة الطور الجديد فقط. أما الحمولة 2kg فإنها تعطي أثراً يشمل الطور الجديد و الطور المشوه و بالتالي فإن الصلادة الموافقة تكون أكثر تعبراً عن الصلادة المتوسطة للعينة.

يجب الإشارة إلى أن زمن التلدين في هذه المعالجة [21] مرتفع جدا جدا (أكثر من 500h)

8-1 تأثير نسب التشوه على الحجم الحبيبي:

إتضح من دراسات سابقة [37،55] أن تأثير نسب التشوه على الحجم الحبيبي عند نهاية إعادة البلورة يتغير من الشكل:

$$d_{REC} = A.(d_0/\tau)^B \dots\dots\dots(III-16)$$

بين الشكل III-27 تغير الدالة $\ln d_{REC} = f(\ln(d_0/\tau_w))$. نلاحظ تناقص الحجم الحبيبي (d_{rec}) مع إرتفاع نسبة التشوه τ_w . وُجد أن الحجم الحبيبي إنخفض بنسبة %46 من أجل إرتفاع في التشوه بنسبة %40 [49].

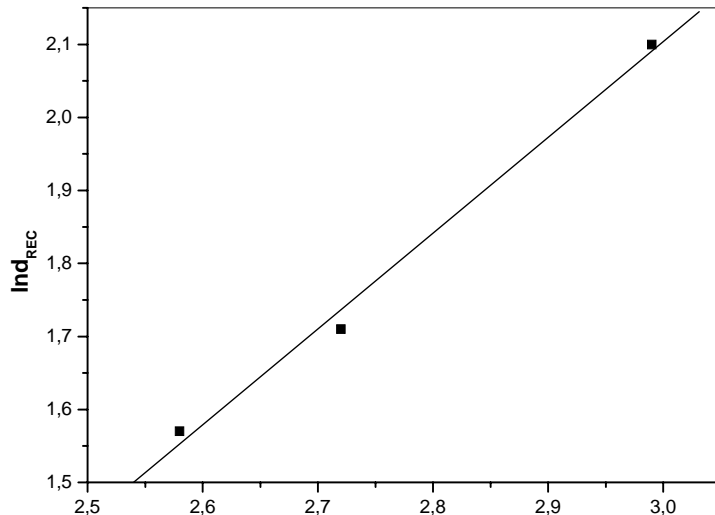
يعطي الجدول III-7 قيمتا A و B يمكن إستنتاجهما من المنحنى السابق (الشكل III-27).

A	0.16
B	1.30

الجدول III-7 : قيمتا A و B التجريبية

في حدود الأخطاء المرتكبة يمكننا ان نقول أن الحجم الحبيبي يحقق للعلاقة:

$$d_{Rec} = 3.61 \tau^{-4/3} \dots\dots\dots(III-17)$$



الشكل III-27: الدالة $\ln d_{REC} = f(\ln(d_0/\tau_w))$

تختلف قيمتا A و B المحصل عليها مع القيمة المستخرجة في أعمال [49] في فولاذ لّين مصفح و يحتوي على الـ Nb.

يمكن كتابة العلاقة السابقة من الشكل التالي:

$$d_{Rec} = 0.16 \left(\frac{d_0^{1.3}}{\tau_w^{1.3}} \right) \dots\dots\dots(III-18)$$

من الواضح أنه لتشويه لاحق لسلك (قطره 2.45mm) بمقداره $\tau_w = 80\%$ إنطلاقاً من حجم حبيبي ابتدائي $d_{Rec} = 5\mu m$ (الحجم الحبيبي الناتج من إعادة بلورة السلك المشوه بنسبة 83%)، لا بد من معالجة حرارية للتلدين مناسبة ليصبح الحجم الحبيبي الابتدائي مساوياً $1.1\mu m$. تعطينا هذه النسبة من التشويه سلك قطره 1.1mm.

8-3 الخاتمة الجزئية:

- إعادة البلورة الأولية في هذا الفولاذ تعتمد على نسبة التشوه في تحديد درجة الحرارة و الزمن اللازمين لها.
- خلال المعالجات الحرارية للتلدين يمر هذا الفولاذ بمرحلة إعادة الترميم ثم إعادة البلورة الأولية - تكون البنية المجهرية عند نهاية إعادة البلورة الأولية عبارة عن فريت و برليت. كما تنخفض الصلادة عند هذه المرحلة إلى 125Hv.
- إن قيم معاملات إعادة البلورة الأولية لهذا الفولاذ n و k تعتمد على نسبة التشوه فهي متقاربة في النسبتين 55.5% و 72% و كبيرة في النسبة 83%.
- يرفع الأكسيد من مراقع التنوي فهو يسرع بالتالي عملية إعادة البلورة.
- تعتمد كذلك الطاقة اللازمة لإعادة البلورة على نسبة التشوه، فكلما كانت هذه الأخيرة كبيرة كانت الطاقة صغيرة.
- يكون الريح في زمن المعالجة معتبراً لو رفعنا في درجة الحرارة بمقدار 20°C، و هو متعلق أيضاً بنسبة التشوه فيكون ذو قيمة إقتصادية عالية من أجل نسب التشوه الكبيرة.
- يعتمد الحجم الحبيبي الناتج عن إعادة البلورة الأولية على نسبة التشوه. فالبنية تكون ذات حجم حبيبي صغير من رتبة 5µm بالنسبة للفولاذ المشوه بنسبة 83%.

- يُحقق هذا الفولاذ العلاقة التالية: $d_{Rec} = 3.61 \tau_w^{-4}$

آفاق مستقبلية:

يمكن لهذه الشركة أن تنتج أسلاك فولاذية بأقطار صغيرة (أقل من 2mm) و ذلك بإختيار مناسب لدرجة الحرارة و زمن التلدين لتحقيق إعادة البلورة الثانوية ثم التشويه بنسبة مناسبة. غير أن هذا يتطلب جهاز مخبري لصناعة الأسلاك. من المهم جدا التعرف على البنية النسيجية بعد إعادة البلورة لأهمية الخواص الميكانيكية للبنى اللبيفية. يمكن أن يكون هذا موضوعا هاما لدراسات مستقبلية.

الخاتمة العامة

- أسفرت هذه الدراسة التجريبية على مجموعة مهمة من النتائج يمكن تلخيصها فيما يلي:
- * يتمتع الفولاذ المدروس بإجهاد حد مرونة و صلادة متوسطتين مما يؤهله لعمليات التشكيل على شكل أسلاك بأقطار مختلفة.
 - * ساهم صغر الحجم الحبيبي الإبتدائي من رتبة (11 μ) في تحسين الخواص الميكانيكية لهذا الفولاذ.
 - * بينت نتائج التمدد الحراري أن المعالجات الحرارية للتلدين يجب أن تكون دون 740°C و ذلك لتفادي المجال الثنائي الطور (فريت – أستينيت).
 - * يعاني الفولاذ من ظاهرتي إزالة الكربون و تضخيم حبيبات الفريت، عند تسخينه إلى ما يقارب 1000°C.
 - * يحتوي الفولاذ على مكثفات أكسيد الحديد Fe₃O₄ التي يكون مصدرها، عادة، طرق تحضير الفولاذ.
 - * ترتفع الخواص الميكانيكية للأسلاك المشوهة عند مقارنتها مع الحالة الإبتدائية. هذا الإرتفاع يكون مرفوقا بإستطالة البنية المجهرية في إتجاه السحب.
 - * إتضح أن إنكسار الأسلاك من النوع المطيلي. أكدت الدراسة بواسطة المجهر الإلكتروني الماسح (SEM) هذا النوع من الإنكسار، و هو مفضل في عملية صناعة الأسلاك.
 - * تعتمد إعادة البلورة الأولية في هذا الفولاذ على نسبة التشوه في تحديد درجة الحرارة و الزمن اللازمين لها.
 - * يمر هذا الفولاذ خلال المعالجات الحرارية للتلدين بمرحلتي الترميم و إعادة البلورة الأولية.
 - * تكون البنية المجهرية عند نهاية إعادة البلورة الأولية عبارة عن فريت و برليت. كما تنخفض الصلادة عند هذه المرحلة إلى 125Hv.
 - * تتعلق قيمتا معاملا إعادة البلورة الأولية لهذا الفولاذ n و k بنسبة التشوه، و تتغير الطاقة اللازمة لإعادة البلورة كذلك مع نسبة التشوه.
 - * إتضح أن الحد الفاصل بين الأكسيد و الشبكة هو من المواقع المفضلة لتنوي الطور الجديد.
 - * يكون الربح في زمن المعالجة معتبراً لو رفعنا في درجة الحرارة بمقدار 20°C.
 - * بينت النتائج أن الحجم الحبيبي الناتج عن إعادة البلورة الأولية صغير جداً، يصل إلى 5 μ م بالنسبة للفولاذ المشوه بنسبة 83%.

المراجع

- [1] Metal Handbook, American Society for Metals, Vol.8, édition Levland, 1973
- [2] G.Krauss," Material Science and Technology",Vol.7, edited by R.W. Cahn ,P. Haesen , E.J.Kramer.1991
- [3] B.Thomas, M.Gauttmann, Transformation et structure, " Le livre de l'acier", éditon Lavoisier, Paris, pp.93-166, 1994
- [4] L.Lakhtine, "Metalographie et Traitement Thermiques des Metaux", édition mir, pp. 138-153, 1977
- [5] A.Roos, "Précis de Métallographie Appliquée", édition Dunod, Paris, p. 331,1963
- [6] G.de Smet, "Pratiques des Traitements Thermiques des Métaux Industriel", édition Dunod, Paris, pp. 28-37, 1972
- [7] R.Bensimon, "Les Aciers", Tome (I – II), édition PYC, Paris, 1971
- [8] R.Priestner, C.Zhou, A.K.Ibraheem, Titanium Technology in Microalloyed Steel, pp.150-167, 1996
- [9] L.Becker, Mem. Sci. Revue de Métallurgie, LX II, 1, 1965
- [10] A. Constant , Revue de Métallurgie, 5, p.121, 1970
- [11] F.B.Peckring, Mater. Sci., Vol. 7, pp. 45- 94, 1992
- [12] G.E.Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill, 3rd edition, 1986
- [13] M.F.Ashby, "Oxide Dispersion Strengthening", Warrandall,PAM AIME, p.143, 1966
- [14] P.Baque, E.Felder, J.Hyafil et Y.Descatha, "Mise en Formes des Métaux", Tome 2, édition Dunod, Paris, 1973
- [15] M.Bonzel, "Le Tréfilage de l'Acier", édition Dunod, Paris, 1958
- [16] G.Simonet,Téch. de L'ing., M-G45, pp 3-8, 1996
- [17] P.Husson, Fil d'acier, A7, pp 2380-2383, 1981
- [18] A.Bizet, J.Oudin et C.Galland, Revue de Métallurgie, CIF, pp 417-421, 1988
- [19] A.Schneider, "Diplôme d'ingénieur", CNAM, Paris , 1980
- [20] A.Roos, "Précis de Métallurgie Appliquée" , , Techniques et Documentations, 3^{eme} édition Lavoisier, 1981
- [21] P.Colomb, "Les Textures dans les Métaux Cubique Centrée", édition Dunod, Paris, 1972
- [22] J.Barralis, G.Maeder, 6^{eme} édition, AFNOR, 1975
- [23] B. Jaoul, "Etudes de la plasticités et application aux métaux", édition Dunod, Paris, 1965
- [24] F.J.Humphreys, M.Hatherly," Recrystallization and related annealing phenomena", Pergamon Press , 1995
- [25] J.Benard, A.Michel, J.Philibert , J.Talbot, "Metallurgie Général", 2^{eme} édition, 1991
- [26] J.Philibert, A.Vignes, Y.Brechet et al, " Métallurgie de minerai au matériau ", édition Masson, p 1105, Paris, 1998
- [27] C.Michel, "Matériau métallique", 2000
- [28] D.A.Hughes, N.Hansen, Matr. Sci. and Tech., Vol. 7, p,544, 1991
- [29] D.A.Hughes, Proceeding of the sixteenth riso, International sumposium on material sciences, edited by, N.Hansen, D.Juul Jensen, Y.L.Liu, B.Ralph, Roskilde, Denmark, p. 63, 1995
- [30] C.Barret, L.H.Lavensen, Trans. Am. Inst. Min. Engrs., pp.137-142, 1940
- [31] B.Ray, N.Hensen, D.A.Hughes, D.Kuhlman, Wilsdorf, Act. Metal. Mater. 40, pp. 205-219, 1992
- [32] B.Ray, N.Hensen, D.Kuhlman, Wilsdorf, Act. Metal. Mater. Sci. Engrs., A, pp. 133-585, 1989

- [33] C.Y.Barlow, B.Ray, N.Hensen, Phil Mag, 51. A, p. 253, 1985
- [34] R.D.Doherty, D.A.Hughes, F.J.Humphreys, J.Jonas, D.Juul Jensen, M.E.Kassner, W.E.King, T.R.McNelly, H.McQueen, A.d.Rollet, Mater. Sci. Engrs., A238, pp.219-274 1997
- [35] R.Bensimon, "Les materiaux métalliques", Tome I, 72, PYC, édition Paris, 1971
- [36] J.D.Verhoeven," Fundamental of physical metallurgy", Canada, 1975
- [37] B.V.Thomas, 16^{eme} Colloque de métallurgie de sacky, 588, 1973
- [38] D.McLean, D.Sci, "Mechanical properties of metals", 187, Canada, 1975
- [39] J.W.Martin, "Precipitation Hardening", pp. 59-63, Pergaman Press, 1968
- [40] E.Orowan, In symposium on internal stress in metals and alloys, 451, Inst. of metal, London, 1948
- [41] G.Mohamed, Thèse de Doctorat, Université Paris Nord, 1999
- [42] G.Mohamed, B.Bacroix, Acta. Métallurgica, Vol. 48, pp. 3295-3302, 2000
- [43] B.Bacroix, O.Castelnau, A.Miroux, H.Réglé, Proceeding of the sixteenth Riso international symposium on material science 21, edited by N.Hansen, Roskilde, Denmark, 2000
- [44] B.Bacroix, P.Gerberard, O.Castelnau, "Recrystallization and grain growth", edited by G.Gottstein, springer, Verlag, Germany, 2001
- [45] C.T.Necker, Thèse de Doctorat, Deroxel university 1997
- [46] J.L.Lebrun, G.Maeder, P.Parnière, ICOTOM 5, p.513, springer, Verlag, Germany 1978
- [47] A.Borbely, J.H.Driver , T.Ungar, Acta. Materialia, Vol. 48, p. 2005, 2000
- [48] G.Sevillano, J.Van.Houtte, P.Aernoudt, Prog. Mate. Sci., 25, p. 69, 1980
- [49] M.Zidani, Thèse de doctorat, Université M^{ed} Kheider, Biskra, Algerie, 2006
- [50] I.L.Dillamore, W.T.Roberts, Metallurgical Reviews, Vol. 10, p. 22,1965
- [51] H.Sun Hu, R.S.Chin and R.S.Goodman, "Recrystallization Grain growth and texture", ASM, p. 295, 1966
- [52] J.I.Lankford, R.Delhez, TH.D.de Keijser, E.J.Mittemeijer, Journal de physique, Vol. 41, pp.173-187, 1992
- [53] J.P.Eberhart, "Analyse structural et chimique des matériaux", édition Dunod, Paris 1989
- [54] B.Avitzur, Trans, Am. Soc. Mes. Engres. J,Engres. Ind. 1964
- [55] Cristescu , J.Mech, working Tech., 3, p. 275, 1980
- [56] B.Avitzur, "Review of the stat of art in the study of flow through conical die", Conference on development in the drawing of metals, London, 1983
- [57] T.Mentesin, J.J.Heizmann, Revue de métallurgie, pp. 217-232, 1990
- [58] P.Poupeau, L.Gillet, "théorie de transformation à l'état solides des métaux et alliages métalliques", p.146, édition Dunod, Paris, 1973
- [59] F.Haessner, "Recrystallization of metallic materails, Stuttgart", Dr Riedrer, Verlag, GmbH, 293, 1978
- [60] V.Guetaz, thèse de Doctorat, INSA, Lyon, 2002
- [61] J.Fridel, Dislocations, Addison, Wesely, London, 1964
- [62] Robert, W.Cahn, P.Haasen," Physical metallurgy", Tome III, North Holland 1996
- [63] T.Furu, E.Nes, "Recrystallization", 92, p.311, édition Fuentes and Sivillano, San Sibastian, Spain, 1992
- [64] C.Brun, Tech. de l'ingen. Vol. A 238, p. 19, 1996
- [65] H.Hu, Proceeding of the 17th Riso international symposium, edited by N.Hensen, D.Juul, T.Leffers, B.Ralph, Loskilde, Denmark, p.75, 1986
- [66] R.D.Doherty, D.A.hughes, F.J.Humphyreys , Mater. Scien. and Engin., Vol. A238, pp. 219-274, 1997

- [67] J.Grewen, T.Noda, D.Sauer, *Zeitschrift für metallkunde*, Vol. 67, p. 260, 1977
- [68] A.A.reddha, W.B.Hutchinson, *Acta metallurgica and materialia*, Vol. 39, p.1929, 1982
- [69] C.Donadille, R.Valle, P.Dervin, R.Penelle, *Acta metallurgica*, Overview N°82, Vol37, p.1574, 1989
- [70] X.huang, D.J.Jensen, N.Hensen, *Proceeding of the fourth international conference on recrystallization and related phenomena*, JIM, p.161, 1999
- [71] Y.Myzoud, P.Parniere, B.J.thomas, R.Tixier, *ICOTOM 5*, p. 243, Vrlag Berlin, Heidelberg, 1978
- [72] J.Henry, *Thèse de doctorat*, Paris Sud, 1995
- [73] H.Réglé, J.L.Christen, L.Lesene, A.Miroux, Y.raulet, *Proceeding of the fourth international conference on recrystallization and related phenomena*, JIM, p. 417, 1999
- [74] D.Nobli, R.de Maria, *J.Nucl., Mater*, 17, 5, 1965
- [75] C.Zener, *Trans, Am. Institut de mine, Engin.*, 175, 15, 1948
- [76] R.D.Doherty, K.Li, K.Kasphyup, A.D.Rollet, M.P.Anderson, In *Materials Architectures*, 10th riso international, Roskilde, Denmark, p.31, 1989
- [77] P.A.Beck, P.R.sperry, *Journal of Applied Physics*, Vol. 21, p. 150, 1950
- [78] J.E.Burke, D.Turnbull, *Prog Metal, Physics*, 3, 220, 1952
- [79] W.B.Hutchinson, *International metals reviews*, Vol. 29, N°1, pp. 25-42, 1984
- [80] H.Inagaki, *ISIJ*, Vol. 34, N°1, pp. 313-321, 1994
- [81] D.Raabe, K.Lucke, *Annealing textures of bcc metals*, *Scripta metallurgica*, Vol. 27, N°11, pp.1533-1538, 1992
- [82] A.N.kolmarov, *IZV, Akad. Nauk. USSR, Ser. Mathematique*, 1, pp. 335-359, 1937
- [83] W.A.Johson, R.E.Mehl, *Trans., AIME*, 135, pp. 416-430, 1939
- [84] M.Avrami, *J.Chem, Physique*, 8, pp. 212-224, 1940
- [85] B.Huthinson, H.Magnusson, J.M.Feppon, In the 4th International conference on recrystallization and related phenomena (REX 99), Tsukuba, Japan, JIM, pp. 49-58, 1999
- [86] J.Kilber, I.Schindler, M.Cavacova, *Material. Sci. Forum*, Vol. 113-115, pp. 479-484, 1993
- [87] P.D.Hodgson, *Mater forum*, 17, pp. 403-408, 1993
- [88] H.Inagaki, *Z.Metalkide*, Vol. N°H, pp. 265-274, 1991
- [89] M.Kiaei, *Thèse Doctorat*, Université Paris Nord, 1996
- [90] A .D.Rollet, D.J.Srolovitz, M.P.Anderson, R.D.Doherty, *Acta Metallurgica Mater*, 40(12), pp. 3475-3495, 1992
- [91] H.Inagaki, *Z, Metallkde*, Vol. 82, N°1, pp. 26-33, 1991
- [92] T.Furu, K.Marthinsen, E.Nes, *Material. Sci. Forum*, Vol. 113-115, pp. 41-54, 1993
- [93] K.Ushioda, T.Suzuki, H.Hasano , 37th the mechanical working and steel processing conference proceeding, Hamilton, Ontario, Canada, Slater, C.E, pp. 897-905, 1996
- [94] S.Diligent-Breveiller, E.Gautier, P.Weisbecker , 21st international symposium on material science, Roskilde, Denmark, pp. 321-327, 2000
- [95] W.B.Hutchinson, 21st international Symposium on Material Science, Roskilde, Denmark, pp. 321-327, 2000
- [96] W.B.Hutchinson, K.Ushioda, " Texture development in continues annealing", *Scaud Metallurgy*, Vol 13, N° 05, 1984
- [97] W.B.Hutchinson, *International Metals Review*, Vol. 29, N°1, pp. 25-42, 1984
- [98] L.Kestens, D.Vanderschuren, P.Van Houtte, *Material science forum*, vol. 113-115, pp. 673-678, 1993
- [99] R.L.Fullman, In *materials interfaces*, 179, ASM, levland, Ohio, 1952
- [100] J.P.Nelson, " Recrystallization Grain growth and textures", ASM, Metals park, Ohio,

1966

- [101] K.T.Aust, J.W.Rutter, Transaction of the Metall. Soci. AIME, Vol. 215, p. 119, 1959
- [102] V.Gibe, G.Lücke, Archive fur das eisen hutten wesen, p.1, 1968
- [103] A.D.Rolletti, P.J.Srolovitz, M.P.anderson, R.D.Doherty, Act, Metall, Mater, 40(12), pp. 3475-3495, 1992
- [104] P.A.Beck, Mag. Suppl, 3, 214, 1954
- [105] P.Goldmann, Proc, Roy, Soc, A294, 298, 1966
- [106] ASTM Standard Deination "E112-88", 1994, Book of ASTM Standard, vol. 3, Pheladelphia, P, A, p. 227, 1997
- [107] C. Richardet, "Structure et propriétés des Métaux" 2^{eme} édition, Dunod, Paris, 1970
- [108] M.Y. Debili, Thèse d'état, Dept. Physique, Université Annaba, Mai 1998
- [109] K.Yoshida, , Wire Journal Inter., p. 102, March 2000
- [110] S.Tandon, P.Deshmulkh, S.Mishra, K.Krishnamurthy, R.Tayloe, Wire Journal Inter.,Junuary, p. 58, 2006
- [111] J.G.Sevillano, Journal de physique, Vol. III-1,p. 967, 1975
- [112] J.D.Embury, R.M.Fisher, G.G.Ottstein, Textutre and microstructure Journal, Vol. 26-27, p.33, 1966
- [113] M.f.Ashby, D.R.Jones, " Matériaux", Vol.1, p.95, éddition Dunod, Paris, 1998
- [114] J.Languillaume, G.Kapelski, B.Bandelet, Acta Mater, Vol. 33, pp.1208-1209, 1997
- [115] F.Z.Mezahi, Thèse de Magistere, Université Constantine, 2000
- [116] N.Hansen, B.Bay, Acta. Metall., 29, 65, 1981
- [117] J.T.Michalak, W.R.Hibbard, Trans. ASM, 53, 331, 1961
- [118] H.W.Hasselbarti, LKaps, F.Haessner, Mater. Sci., 5(113-115), pp.317-322, 1993
- [119] W.Sun, C.Lu, A.K.Tieu, Z.Jiang, X.Liu, G.Wang, JMAT, 12-126, pp. 72-76, 2002
- [120] S.B.Singh, K.Krishnan, S.S.Sahay, Mat.Sci.Eng., A445-446, pp.310-315, 2007
- [121] J.F.Humphreys, Mater Sci and Tec, 15, 373, 1991
- [122] M.Saeki, K.Tsunoyama, H.Yoshida, Y.Ito, Mechanical working and steel proceeding, pp. 365-371, 1987
- [123] B.Dutta, C.M.Sellars, Mater Sci and Tech, 2(2), 146, 1986
- [124] F.M.Guçlu, H.Cimenoglu, Matrials Science Forum Vols. 467-470 pp.459-464, 2004
- [125] T.Greday, M.Lambregist, " Aciers de Construction métallique à dispersoide", édition CRM, Bruxelles, 1972
- [126] L.Martinez, Advanced topics in material science and engineering, Plenum press, pp.47-55, New York, 1993
- [127] Meader
- [128] Benard
- [129] B.Yalamanshili, P.M.Power, D.Lanham, Wire Journal Inter.; pp. 108-111, 2005
- [130] R.V.Slater, Wire Journal Inter.; pp. 58-61, 2006
- [131] M.Hartherly, A.S.Malin, Metals Tech. Vol.6, p.308, 1979
- [132] D.A.Hughes, N.Hansen, Proceeding of the Sixteenth Riso International Symposium on Material Science 21, edited by N. Hansen and al, Roskild, Denmark 2000
- [132] S4-5-6
- [132] 8-7S

ملخص

يهتمّ هذا البحث بدراسة حركية إعادة البلورة الأولية لفولاذ لئين من إنتاج شركة الشرق الجزائري للقلد-العلمة-سطيف. تجدر الإشارة إلى أن هذا الفولاذ يتم إستراذه على شكل سلك قطره 6mm من طرف الشركة السابقة الذكر. تُعاني هذه الشركة من مشكلة الإنكسارات أثناء عملية تشكيل الأسلاك بإقطار مختلفة. لقد إرجع السبب في ذلك، في أول الأمر، إلى عدم تجانس بنية الأسلاك الفولاذية. يتمحور موضوع الدراسة حول فولاذ له تركيز وزني للكربون %0.05 موجه لصناعة أسلاك الربط و السياج و التلحيم. لذا فمن الضروري أن يتمتع هذا الفولاذ ليس فقط بتجانس في البنية المجهرية و إنما يجب أن تكون له خواص ميكانيكية معتبرة. تمّ في هذه الدراسة التطرق إلى تحديد مختلف الخواص الميكانيكية لهذا الفولاذ. تناول بحث الحالة الإبتدائية. بيّنت النتائج أن السلك يحتوي على مكثفات و أن إنكساره من النوع المطيلي. خضعت الحالة المشوهة (بقية الأسلاك) لنفس الدراسة. على ضوء هذه الدراسة، تم دراسة حركية إعادة البلورة الأولية و تحديد المعاملات التي تميزها من n و k و كذلك الطاقة اللازمة لإعادة البلورة الأولية لهذا الفولاذ. تبيّن من خلال ما سبق أن الفولاذ يتمتع بخواص تؤهله للتشكيل على شكل أسلاك و أن نسبة التشوه تتحكم في طاقة إعادة البلورة الأولية. وُجد أن الحجم الحبيبي الناتج بعد إعادة البلورة الأولية يكون صغيراً كلما كانت نسبة التشوه كبيرة. إتضح كذلك أن نقاوة الفولاذ تلعب دوراً هاماً في تسهيل عمليات التشكيل حيث ظهر أنه يحتوي على أكسيد الحديد Fe_3O_4 ذو قساوة عالية قد يكون مصدره طرق تصنيع الفولاذ.

الكلمات الدليلية: الفولاذ اللين، صناعة الأسلاك، تجربة الشد، إعادة البلورة الأولية.

Abstract

The aim of this work is to investigate the primary recrystallization kinetic of a low carbon steel, provided by TREFISOUD situated at El-eulma – Setif. This steel was imported as a wire of 6mm of diameter. During wiredrawing, fracture of wires occurred, which results in the reduction of production. At the beginning, it was attributed to the heterogeneous of microstructure. This study is about a low carbon steel containing 0.05% wt, used for wire fencing and welding mesh. It is found that the material contains inclusions such as iron oxide and randomly distributed and fractured within wires. Mechanical properties for wires are determined. It has been shown that the steel has a good ductility. Primary recrystallization kinetic is examined and parameters such as n , k , and activation energy are also determined.

It can be concluded that this steel has a good mechanical properties which qualify it to be formed in different diameters. The activation energy and recrystallized ferritic grain size are found to be depended on the wire diameters. The purity of the steel plays a major role in determining wire mechanical properties. The presence of iron oxide Fe_3O_4 is harmful for wiredrawing process.

Key words: Low carbon steel, Wiredrawing, Tensile test, Primary recrystallization

Résumé

Ce travail est consacré à l'étude de la cinétique de la recristallisation primaire d'un acier à bas carbone. Ce dernier est fourni par la société de tréfilage de l'Est "TRIFISOUD" site à El-Eulma, Sétif. Cet acier est importé par cette société sous forme de fil de 6 mm de diamètre. Des ruptures apparaissent au cours du tréfilage, ce qui réduit la production. Cette rupture a été associée au premier lieu à l'hétérogénéité microstructurale des fils. Nous nous sommes intéressés dans cette étude à l'évolution des propriétés mécaniques en relations avec celle des propriétés structurales avant tréfilage, après plusieurs taux de tréfilage et après divers traitements de recuit de recristallisation primaire d'un acier qui contient 0.05% (wt) carbone. La recristallisation primaire a été caractérisée par la nucléation de nouveaux grains. Les résultats de l'acier à l'état de réception montrent qu'il contient des inclusions. L'augmentation du taux de tréfilage réduit la température de recristallisation. A la lumière de cette étude, les valeurs des coefficients de JMAK n et k sont déterminés ainsi que l'énergie de recristallisation. Nous avons montré que la taille de grains ferritique recristallisé est petite et dépend du taux de déformation. La pureté de l'acier joue un rôle important sur le tréfilage, car l'existence des inclusions de types oxydes de fer Fe_3O_4 est néfaste ; puisque ils se cassent pendant le tréfilage.

Mots clés: Acier doux, Tréfilage, Essai de traction, Recristallisation primaire