

République Algérienne Démocratique et Populaire
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE

Mémoire de Master

En vue de l'obtention de

Diplôme de master en génie des matériaux

**Influence de la déformation sur la
cinétique de recristallisation et la
structure d'un acier inoxydable
austénitique 316L**

Proposé et encadré par :

Dr A.Kasser.

Réalisé par :

ZAROURI Koussaila

Promotion 2014

ملخص

يتم التشوه على الأوستنيتي المقاوم للصدأ نوع الصلب L316 قبل المتداول اثنين معدل سلاله $\epsilon_1 = 0.3$ و $\epsilon_2 = 0$ ، 6 بعد تشوه، المعدن الصلب المشوه يخضع لعملية التبلور في 800 درجة مئوية ل فترات زمنية مختلفة. سابقا، وقد تم التعامل مع المواد المدروسة لنمو الحبوب في 1150 درجة مئوية لمدة نصف ساعة من أجل التمييز بين الحبوب بلورته والحبوب الباردة عملت السابقة. وقد أظهرت النتائج التجريبية أن يتم تلقي معظم تشوه، وارتفاع حركية التبلور سريع. وبالمثل، فإنه يظهر أنه كلما ارتفع معدل الضغط، كلما حجم الحبوب بلورته صغیر.

الكلمات الرئيسية: للصدأ المقاوم الفولاذ, L316, التشوه, التبلور.

Résumé

Un acier inoxydable austénitique de type 316 L a été déformé par laminage à deux taux de déformation différents $\epsilon_1 = 0,3$ et $\epsilon_2 = 0,6$. Après la déformation, le métal déformé a subi un recuit de recristallisation à 800 °C pendant des périodes de temps différentes. Préalablement, le matériau étudié a subi un traitement de grossissement des grains à 1150 °C pendant trente minutes afin de pouvoir distinguer entre les grains recristallisés et les anciens grains écrouis. Les résultats expérimentaux ont montré que, plus la déformation reçue est grande, plus la cinétique de recristallisation est rapide. Similairement, on montre que plus le taux de déformation est grand, plus la taille du grain recristallisé est petite.

Mots clés : acier inoxydable austénitique, L316, déformation, recristallisation.

Abstract

An austenitic 316L stainless steel has been cold rolled at room temperature to different strains of $\epsilon_1 = 0,3$ and $\epsilon_2 = 0,6$. After deformation, the material has been annealed at 800 °C for different periods of time. Prior to this, the material has been heat treated at 1150 °C for one 30 min in order to produce a grain growth so that we can distinguish between the newly recrystallised grains and the old strain hardened grains. The results have showed that the recrystallisation kinetics increases with increasing strain. Similarly we showed that more the strain is higher, more the recrystallised grain size is smaller.

Keywords: austenitic stainless steel, 316L, deformation, recrystallisation.

Remerciements

Tout d'abord je remercie Dieu le tout puissant pour m'avoir donné le courage et la patience de mener bien ce modeste travail de recherche menant au diplôme de master en science des matériaux. Je remercie également mon promoteur DrA .Kasser, pour la proposition et la conduite à bon terme de ce travail. Soyez assurés de tout mon

Respect et de ma profonde gratitude.

J'exprime aussi mes vifs remerciements aux membres du jury pour avoir accepté de juger ce modeste travail de recherche. Que toute personne qui m'a aidé dans ce travail trouve ici mes sincères remerciements..

ZAROURI Koussaila

Dédicace

Je dédie ce modeste travail avec toute mon affection aux êtres, qui me sont très chers au monde mes parents.

À mes chers frères : Akli et Mustapha.

À mes sœurs Nadia, Yamina, Kahina et son mari Hakim, Lejiga et son mari Abdnour.

À toute La Famille ZAROURI

À mes amis surtout : Chamsddine, Mohamed, Ismail, Rafik, Amar, Karim,

Et toute la promotion 2014 d'Ingénieurs en Métallurgie de l'École Nationale Polytechnique d'Alger.

Koussaïsa

Liste des figures

Figure I.1. Structure d'un acier inoxydable austénitique.....	4
Figure I.2. La structure d'un acier inoxydable duplex.....	5
Figure V.1. Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium.....	12
Figure V.2. Recristallisation dynamique	13
Figure VI.1 enrobage à froid.....	18
Figure VI.2. Vue d'une polisseuse à deux plateaux.....	19
Figure VI.3. Schéma de la procédure suivie pour l'attaque électrolytique.....	20
Figure VI.4. Vue réelle du four à moufle utilisé.....	21
Figure VII.1 le principe de l'opération du laminage.....	22
Figure VII.3. Laminoir manuel.....	22
Figure VIII.1. Microscope optique par acquisition d'image.....	24
Figure X.1. : Courbe de la fraction recristallisée X en fonction de temps de recuit (sec).....	27
Figure X.2. Courbe de la fraction recristallisée X en fonction de temps de recuit (sec).....	28
Figure X.4. le temps de recristallisation en fonction de la déformation.....	29
Figure X.5. Courbe montre le diamètre du grain recristallisé en fonction de la déformation (ε).....	30
Figure XI.2. La microstructure de l'acier austénitique après traitement 1150 C° pendant 30 min. G = 180x.....	31
Figure XI.2. Microstructure du matériau après une déformation par laminage: μ=0,3.....	31
Figure XI.2. Microstructure des échantillons déformés ε = 0,3, avec G =180.....	32
Figure XI.3 Microstructure des échantillons déformés ε = 0,6, avec G =180.....	32
Figure XIII.1 evolution de $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de ln(t).....	34
Figure 1 :evolution de $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de ln(t).....;	35

Liste des tableaux

Tableau III.1.d : les paramètres utilisés pour l'attaque électrolytique.....	20
Tableau X.1 Pour la déformation $\varepsilon = 0,3$	27
Tableau X.2. Pour la déformation $\varepsilon = 0,6$	27
Tableau X.3. Temps de recristallisation et la déformation (ε).....	29
Tableau X.4. Déformation et le diamètre du grain recristallisé.....	30
Tableau XIII.1 Evolution de la fraction transformée y en fonction du temps.....	33
Tableau XIII.2 Evolution de la fraction transformée y en fonction du temps.....	34

Tableau de matière

Introduction

Introduction.....	1
-------------------	---

Etude bibliographique

I.Classification des aciers inoxydables.....	3
I.1. Aciers martensitiques.....	3
I.2. Aciers ferritiques	3
I.3. Les aciers inoxydables austénitiques.....	4
I.4. les aciers inoxydables austéno-ferritiques	5
II. Les propriétés des aciers inoxydables	6
II.1. propriété de mise en forme	6
II.2. propriétés physiques	6
II.3. propriétés mécaniques.....	6
II.4. propriétés électriques	7
II.5. Propriétés magnétiques	7
III. Elaboration des aciers inoxydables	7
III.1. Elaboration au four à arc (FEA).....	7
III.2. Procédés d'affinage sous pression réduite.....	7
III.3. Métallurgie en poche	7
III.4. Elaboration au four à l'électrode consommable sous vide.....	8
III.5. Affinage par refusion sous laitier.	8
III.6. Elaboration au four à induction.....	8
IV.Grands domaines d'utilisation	9
IV.1. Équipements pour l'industrie.....	9
IV.2. Électroménager, ménage et coutellerie	9
IV.3. Industrie automobile.....	9
IV.4. Industrie des transports terrestres et maritimes.....	9
IV.5. Tubes	10
IV.6. Bâtiment.....	10
V.Les changements structuraux pendant et après la déformation.....	10
V.1. Restauration dynamique	11
V.2. Recristallisation dynamique	12
V.3. Recristallisation métadynamique.....	13

V.4. Restauration statique	14
V.5. Recristallisation statique	14

Techniques expérimentales

Introduction.....	17
VI. Préparation des échantillons.....	17
VI.1. Le matériau utilisé.....	17
VI.2. Préparation métallographique.....	17
VI.3. L'enrobage.....	18
VI.4. Le polissage	19
VI.5. Attaque électrolytique	19
VI.6. Traitement thermique.....	20
VII. Déformation par laminage	21
VIII. Techniques de caractérisations.....	24

Résultats et interprétations

IX. Détermination de la taille des grains	26
X. Récapitulatifs des résultats	27
XI. La microstructure des différents échantillons.....	31
XI.1. avant la déformation.....	31
XI.2. après la déformation à $\epsilon = 0,3$	31
XI.3. Après la déformation $\epsilon = 0,6$	32
XIII. Etude la cinétique de la recristallisation de l'acier étudié	33
XIII.1 Pour la déformation $\epsilon = 0,3$	33
XIII.2 Pour la déformation $\epsilon = 0,6$	35

Conclusion

Conclusion.....	38
-----------------	----

Référence bibliographique

Référence bibliographique.....	40
--------------------------------	----

Introduction

Introduction

Le choix d'un matériau pour une application donnée nécessite de s'assurer de sa durabilité dans ses conditions d'emploi, en particulier environnementales. Ceci est particulièrement vrai pour les systèmes destinés à travailler à des températures élevées et dans des atmosphères corrosives. Pour cela, la connaissance et la compréhension de la microstructure et des propriétés associées sont indispensables afin de prévoir la durée de vie des structures et de proposer des solutions adaptées aux problèmes posés.

Les aciers inoxydables sont utilisés dans des applications importantes comme matériaux de construction dans divers environnements agressifs tels que dans le transport, l'industrie chimique, le dessalement et le traitement de l'eau et dans l'industrie pétrolière en raison de son excellente résistance à la corrosion générale, adéquate à des propriétés mécaniques à haute température, de facilité de mise en œuvre et de soudabilité.

L'intérêt des aciers inoxydables réside dans leurs nombreuses caractéristiques de résistance mécanique (dureté, résilience, résistance à la déformation). Un avantage majeur de ces aciers est leur résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud, due à la présence en surface d'une couche protectrice, constituée majoritairement d'oxydes et d'hydroxydes de fer et de chrome. Leur coût d'élaboration reste relativement modéré, du fait de l'abondance naturelle du minerai de fer. Enfin, ces aciers sont pratiquement entièrement recyclables. Toutes ces caractéristiques font de l'acier inoxydable un matériau de prédilection pour de multiples applications. Aussi bien pour l'usage courant que pour les technologies de pointe, particulièrement dans les équipements électroménagers, la coutellerie, l'horlogerie, les industries automobiles, papetières, chimiques, pharmaceutiques, pétrolières, agro-alimentaires, équipement maritimes, nucléaires, aéronautiques,.....etc

Étude bibliographique

I. Classification des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables constituent une grande famille d'alliages métallique. Suivant leur teneur en chrome et les traitements thermiques qu'ils ont subis, ils présentent une large gamme de propriétés.

Il existe de nombreux types différents d'aciers inoxydables. Tous ne conviennent pas aux applications de construction, en particulier lorsqu'on envisage le soudage.

On compte quatre groupes fondamentaux d'aciers inoxydables, classés selon leur structure métallurgique : ce sont les groupes austénitique, ferritique, martensitique, duplex et durcis par précipitation.

I.1. Aciers inoxydables martensitiques

Ces alliages comprennent de 12 à 18% de chrome et des teneurs en carbone pouvant atteindre environ 1% et ils peuvent contenir jusqu'à 7% de nickel, et jusqu'à 3% de molybdène. Ils présentent des propriétés intéressantes en termes de limites d'élasticité, de résistance à la corrosion et de dureté. Ils possèdent une structure martensitique (cubique, notée α') obtenue après trempe de la phase austénitique. Cette transformation homogène se produit avec une augmentation de volume, responsable de fortes contraintes de compression et qui tend à stabiliser de l'austénite résiduelle. Ces aciers sont utilisés pour leur résistance mécanique élevée ils sont utilisés comme matériaux de construction, outillage à main, coutellerie [1].

I.2. Aciers inoxydables ferritiques

La proportion de chrome dans ces alliages varie de 11 à 17 % et peut atteindre jusqu'à super-ferritique. Ces derniers présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres et par crevasses en milieux riches en chlorures.

Les aciers inoxydable ferritique possèdent une structure cubique centrée (notée α) et ils sont caractérisés par une remontée de la température de transition α - δ du diagramme de phase, qui fait qu'en pratique leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est-à-dire il y a l'absence de transformation structurale (ils sont à l'état d'équilibre).

Pour garantir une structure ferritique aux hautes températures, on rajoute des éléments d'alliage dits « stabilisants » (Ti, Nb, Zr) qui ont la propriété de piéger le carbone et l'azote,

Eléments hautement austénitique [2].

Aciers ont une très bonne résistance à la corrosion mais des caractéristiques mécaniques faibles. Ils sont ainsi facilement mis en forme par emboutissage. Ils sont utilisés dans le domaine des ustensiles ménagers (cuillères, éviers...), dans le domaine alimentaire et en milieu très agressif (eau de mer) [3].

I.3. Les aciers inoxydables austénitiques

Les nuances les plus utilisées sont caractérisées par des teneurs en chrome et en nickel respectivement de 17 à 18 % et 8 à 14%. L'addition de molybdène (de 2 à 3%) leur confère une bonne tenue dans les milieux acides et ceux générateurs de piqûres ou de corrosion caverneuse.

La forte proportion de nickel sert à donner et à conserver la structure austénitique (γ)

A ces aciers même à température ambiante, en plus d'augmenter leur résistance à la corrosion. Cette structure est thermodynamiquement instable à température ambiante. Elle est obtenue grâce à des trempes depuis 1000 ou 1150 C°. Les aciers austénitiques associent une bonne résistance à la corrosion à une résistance mécanique élevée, ils sont ductiles, résistants au choc et non-magnétiques ; ils ne se trempent pas, mais peuvent acquérir une certaine dureté par déformation à froid. A l'état recuit, ils possèdent à ce moment une plus grande ductilité et une meilleure ténacité que les aciers ordinaires.

Même si leur teneur en carbone est relativement faible, ces aciers sont très sensibles à la corrosion inter-granulaire due à la précipitation de carbures. Ils sont utilisés dans les domaines de l'agro-alimentaire, du nucléaire, du bâtiment, des transports, de l'industrie chimique, de l'électroménager, etc[2].

La figure I.13 représente une microstructure d'un acier inoxydable austénitique qui consiste en des grains austénitiques qui peuvent montrer des macles.



Figure I.1. Structure d'un acier inoxydable austénitique [2].

I.4. les aciers inoxydables austéno-ferritiques

Les aciers austéno-ferritiques sont des mélanges biphasés ferrite et austénite (d'où leur nom anglais de duplex) et contiennent des teneurs en chrome, molybdène et azote relativement élevées. Ils sont obtenus par trempe depuis une structure mixte austénite-ferrite.

Les principales nuances contiennent 22 à 25% de chrome et 4 à 7 % de nickel. Les incorporations de molybdène (3 ou 4%) et d'azote (0,1 à 0,3%) permettent de limiter les corrosions par piqûres et par crevasses.

Alliant les bonnes propriétés de résistance à la corrosion des aciers ferritiques et les hautes résistances mécaniques des aciers austénitiques, ces aciers sont utilisés dans des conditions relativement agressives : industries chimique, pétrolière et maritime [4].

La microstructure de base de l'acier inoxydable duplex consiste de grains d'austénite dispersés dans une matrice ferritique, comme s'est montré sur la figure 2

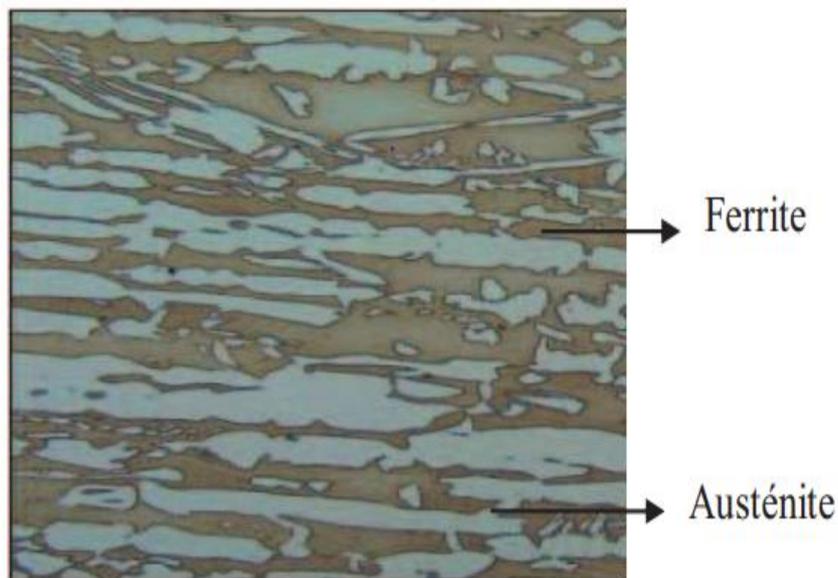


Figure I.2. La structure d'un acier inoxydable duplex.

II. Les propriétés des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structures et donc de propriétés physiques, mécanique et surtout chimiques. La principale propriété de ces aciers est leur excellente résistance à la corrosion, ce qui leur donne une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité des milieux. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristique mécanique élevées à hautes comme à basse températures (résistance mécanique, ductilité, ténacité...).

En raison de leur résistance à la corrosion et de leurs finis de surface de tout premier rang, les aciers inoxydables jouent un rôle prépondérant dans l'industrie aéronautique, chimique, pharmaceutique et agroalimentaire, les cuisines professionnelles, l'architecture et même la bijouterie.

II.1. propriété de mise en forme

Les aciers inoxydables peuvent être fabriqués et transformés en utilisant un large éventail de technologies et sont entièrement « recyclables » à la fin de leur vie utile. Son usinage est beaucoup plus difficile que celui de certains matériaux, d'où un coût considérablement plus élevée

II.2. propriétés physiques

Ces aciers possèdent :

- Une masse volumique de l'ordre de 7850 Kg/m^3
- Une capacité thermique de 0.5 J/g.C° pour $T = 0 \text{ C}^\circ$ à 100 C°
- Une conductivité thermique de 16.2 W/m.K à 100 C°
- Une conductivité thermique de 21.4 W/m.K à 500 C°

II.3. propriétés mécaniques

Les aciers inoxydables représentent les propriétés mécanique suivantes :

- La dureté, Rockwell B est : 79HRB ;
- La résistance à la traction est : 558 Mpa ;
- L'allongement à la rupture est : 50% ;
- Le module de Young est : 2.10^5 Mpa ;

II.4. propriétés électriques

La résistivité électrique des aciers inoxydables est : $7.4 \cdot 10^5$ ohm.cm.

II.5. Propriétés magnétiques

Les aciers inoxydables ferritiques et martensitiques sont ferromagnétiques « prennent l'aimant » suite à la présence de la ferrite et de la martensite. En revanche, les aciers inoxydables austénitiques présentent, à la température ambiante, une structure austénitique qui leur permet d'être paramagnétiques (amagnétique) [5].

Certains aciers inoxydables austénitiques peuvent devenir légèrement ferromagnétiques après une déformation importante (frappe à froid, emboutissage). En effet, la déformation provoque une modification partielle de la structure austénitique en structure martensitique (formation de martensite d'écroutissage) et devenir ainsi un peu magnétique.

III. Elaboration des aciers inoxydables

III.1. Élaboration au four à arc (FEA)

L'élaboration des aciers inoxydables s'effectue principalement par fusion dans un four électrique à arc à revêtement réfractaire basique

La capacité d'un four électrique moderne est de l'ordre de 100 t de métal liquide.

L'alimentation électrique des trois électrodes en carbone, dont le diamètre est d'environ 600 mm, est assurée par un transformateur triphasé de 100 MVA.

III.2. Procédés d'affinage sous pression réduite

Il faut montrer que pour obtenir une teneur basse en carbone (% C), il faut que K (T) soit grand, c'est-à-dire que la température soit élevée. Cette solution, comme nous l'avons indiqué précédemment, provoque une oxydation du chrome d'autant plus importante que sa teneur sera élevée. Une autre solution consiste à abaisser la pression partielle en CO en dessous de la pression atmosphérique de manière à favoriser l'oxydation du carbone. C'est sur ce principe que sont basés les procédés modernes d'affinage. En fonction, de la teneur en carbone à obtenir et de la température, on impose une pression partielle de CO de manière à provoquer une oxydation préférentielle du carbone pour prévenir celle du chrome.

III.3. Métallurgie en poche

Entre l'outil d'élaboration (AOD, CLU, K-OBM-S, etc.) et la coulée continue, l'alliage à l'état liquide peut être soumis à diverses opérations métallurgiques, ce sont :

- ✓ l'addition d'éléments stabilisants tels que le titane et le niobium à l'abri de l'air par la technique du fil fourré.
- ✓ la désoxydation du bain liquide par addition d'aluminium, de calcium, de terres rares... à l'abri de l'air par la technique du fil fourré. Cette opération, d'une importance capitale, joue directement sur la propreté inclusionnaire du matériau et donc, sur sa forgeabilité, sa résistance à la corrosion, sa soudabilité et son usinabilité.
- ✓ l'homogénéisation du bain aux plans thermique et analytique par l'injection de gaz neutre (argon), à l'aide d'une lance immergée, assurant un excellent brassage dans la poche avant coulée.

III.4. Élaboration au four à l'électrode consommable sous vide.

Le principe de l'élaboration consiste à refondre un alliage métallique, sous la forme d'une électrode consommable, à l'abri des contaminations possibles par l'atmosphère ou les matériaux réfractaires constituant le creuset.

III.5. Affinage par refusion sous laitier.

L'affinage par refusions sous laitier consiste à refondre une électrode consommable qui plonge dans un bain de laitier électro conducteur.

Le passage du courant électrique au travers du laitier électro conducteur permet de le chauffer à une température de l'ordre de 2 000 °C, c'est-à-dire supérieure à la température de fusion de l'alliage. Le contact intime entre l'extrémité de l'électrode et le laitier en fusion provoque la fusion de l'alliage sous la forme de gouttelettes qui traversent le laitier et tombent dans une lingotière en cuivre pour se solidifier progressivement.

III.6. Élaboration au four à induction

La très grande majorité des aciers inoxydables est élaboré au four à arc et utilise la filière four à arc-convertisseur. Cependant le four à induction, de plus faible capacité et présentant une plus grande souplesse d'exploitation est encore utilisé en fonderie. Par contre, les réactions métallurgiques sont limitées car elles ne dépendent, pour l'essentiel, que des échanges entre le garnissage du four et le bain [6].

IV. Grands domaines d'utilisation

IV.1. Équipements pour l'industrie

Les équipements pour les industries chimiques/pétrochimiques, agroalimentaires et pharmaceutiques sont pour l'essentiel des appareils chaudronnés travaillant généralement à la pression atmosphérique mais qui, dans le cas des réacteurs, peuvent être soumis à des pressions élevées.

A ces considérations de résistance à la corrosion, il faut ajouter qu'il est absolument nécessaire que les matériaux mis en œuvre possèdent une bonne soudabilité opératoire ainsi qu'une bonne soudabilité métallurgique.

La méthode consiste à préparer une charge en fonction de la nuance à produire. La charge comprend les matières premières suivantes : ferrailles, chutes d'acier inoxydable, ferroalliages et métaux purs.

IV.2. Électroménager, ménage et coutellerie

Ce vaste domaine du ménage et de l'électroménager (appareils électroménagers, ustensiles ménagers, platerie, couverts) n'est pas homogène en termes de choix de nuance. Par contre, quelle que soit la nuance retenue, elle devra présenter un état de surface permettant un lavage facile afin d'éviter tout risque de rétention d'origine bactérienne. En général, le niveau de résistance à la corrosion peut être qualifié de moyen. Par contre, certaines pièces sont sévèrement embouties.

IV.3. Industrie automobile

Il s'agit du système d'échappement, de décoration, d'organes de sécurité et d'éléments de structure. Aussi bien pour la partie froide de la ligne d'échappement (c'est-à-dire la zone du silencieux) soumise à l'agression de condensats acides que pour la partie chaude (c'est-à-dire celle proche du catalyseur et celle voisine du bloc moteur), on utilisera des nuances à 17 % de chrome stabilisés au titane et /ou au niobium.

La décoration automobile est du domaine exclusif des nuances ferritiques à 17 % de chrome avec ou sans addition de molybdène et stabilisées au niobium pour les éléments devant être profilés puis cintrés.

IV.4. Industrie des transports terrestres et maritimes

Il s'agit des wagons et voitures ferroviaires, des conteneurs citernes et citernes routières, et des conteneurs frigorifiques. Dans ce secteur l'allègement est un critère de premier ordre notamment dans le cas des voitures ferroviaires majoritairement réalisées à l'aide de la nuance X2CrNiN18-7/1.4318 qui permet d'obtenir, d'une part, des limites d'élasticité élevées à l'état écroui et, d'autre part, une excellente soudabilité.

IV.5. Tubes

Pour les tubes destinés au transport de fluides appelés aussi tubes corrosion, La majorité des tubes utilisés étant soudés longitudinalement, il sera alors nécessaire de leur faire subir un traitement d'hypertrempe afin qu'il recouvre leur structure métallurgique d'origine. Si ce traitement est fait sous atmosphère oxydante, il sera suivi d'une opération de décapage et d'un traitement de passivation. Si le traitement d'hypertrempe est réalisé sous atmosphère neutre ou légèrement réductrice, l'opération de décapage étant inutile, seule sera effectuée l'opération de passivation.

IV.6. Bâtiment

Il s'agit d'un très vaste domaine dans lequel l'acier inoxydable est utilisé aussi bien à l'extérieur (couverture, murs rideaux, entrées d'immeubles, mobilier urbain) qu'à l'intérieur des immeubles (décoration, escaliers mécaniques, cage d'ascenseurs, escaliers). On le trouve également sous la forme de conduits de fumée rigides ou souples lorsqu'il s'agit de réhabilitation de cheminées anciennes.

Dans le domaine de la couverture, on trouve aussi bien des nuances ferritiques (depuis 17 % jusqu'à 29 % de chrome avec ou sans addition de molybdène)

Dans le domaine de la décoration, on trouve une très grande variété d'aspects de surface : brillant, mat, poli, gravé, etc., afin de répondre aux souhaits des architectes. Malgré sa très remarquable résistance au feu, l'acier inoxydable est encore peu utilisé dans les structures. Il s'agit pourtant d'un domaine où ses caractéristiques mécaniques « à chaud » permettent de l'employer sans avoir recours à des protections thermiques. [6].

V. Les changements structuraux pendant et après la déformation

L'écroûissage des matériaux cristallins s'explique par l'immobilisation progressive des dislocations et va jusqu'à leur blocage complet. En effet, pour qu'il y ait déformation plastique, il faut des dislocations. Au début de la déformation plastique les dislocations sont assez mobiles et glissent sur de longues distances. Elles ont néanmoins des problèmes à franchir les joints de grains et les précipités et s'empilent devant ces obstacles. Avec la progression de la déformation plastique, le nombre de dislocations s'immobilisant devant ces obstacles augmente et en conséquence la contrainte nécessaire à la continuation de la déformation augmente aussi.

Lors de cette première phase de l'écroûissage, la contrainte augmente très vite avec le taux de déformation plastique. Vers la fin de cette étape, la contrainte atteint un niveau qui permet d'activer des systèmes de glissement secondaires. Les dislocations qui se trouvent (et qui glissent) sur des plans cristallographiques sur lesquels la contrainte critique est plus élevée

que sur les plans primaires, commencent alors à se déplacer. Par rapport aux dislocations déjà immobilisées, les dislocations secondaires ont encore moins de chance de s'échapper. Elles ne s'empilent pas seulement devant les mêmes obstacles mais aussi devant les empilements des dislocations primaires. En effet les dislocations entre deux systèmes de glissement réagissent pour former des barrières insurmontables. Les dislocations qui suivent y restent accrochées.

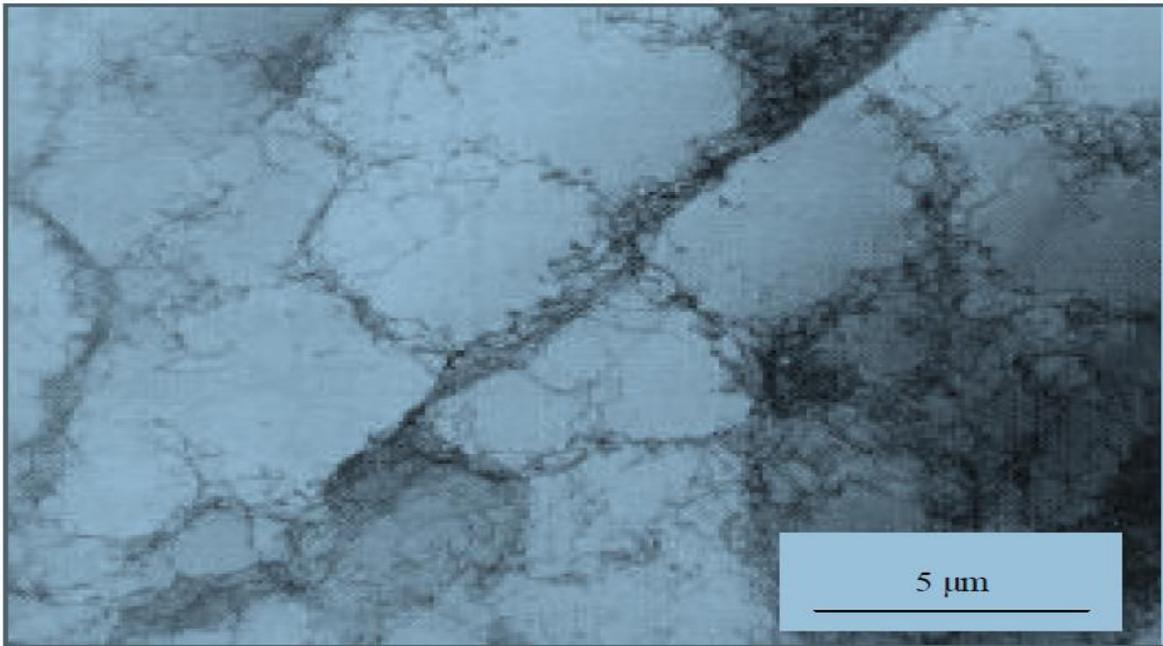
A ce stade, les dislocations commencent à s'arranger en une structure cellulaire. Les dislocations se concentrent au bord de ces cellules et vont former les parois. L'intérieur des cellules, par contre, s'appauvrit en dislocations mais reste le seul endroit où les dislocations disposent encore d'une certaine mobilité. Lors de cette deuxième étape de l'écroutissage, la contrainte d'écoulement plastique augmente comme lors de la première phase, mais souvent moins vite. Enfin, dans la phase finale, la contrainte atteint un niveau qui permet de déplacer les dislocations vis ou une partie de celles-ci dans un plan de glissement autre que le plan sur lequel la dislocation vient de s'immobiliser. Le niveau élevé de la contrainte permet maintenant aussi de contourner les obstacles et donc de continuer la déformation plastique. La déviation d'une partie de la dislocation, c.-à-d. le mouvement sur un plan de glissement incliné par rapport au plan de glissement principal, provoque des croisements entre les dislocations de différents plans de glissement. La réticulation des dislocations à travers les plans de glissement qui en résulte, renforce la microstructure cellulaire. Vers la fin de ce stade, l'ancrage des dislocations se perfectionne de plus en plus et le métal se fragilise.

V.1. Restauration dynamique

La restauration dynamique en tant que processus d'adoucissement important se produisant pendant la déformation, est l'expression utilisée pour décrire les mouvements de dislocations et leurs réarrangements, ainsi que les défauts ponctuels qui se produisent pendant la déformation à haute température. Ce processus peut être le seul mécanisme d'adoucissement pour certains métaux qui ont une très haute énergie en défauts d'empilements. Parmi ces métaux on peut citer : l'aluminium, le fer- α et les alliages ferritiques.

La déformation induit une création de dislocations, qui, comme nous l'avons vu précédemment peuvent se déplacer et amener le développement de sous-structures. Lorsque les dislocations sont effectivement très mobiles, on voit se former, à l'intérieur des grains initiaux, des sous-grains, c'est à dire des cellules contenant peu de dislocations et désorientées les unes par rapport aux autres de quelques degrés (**Exemple Figure V.1.**). Pendant la suite de la déformation, les sous-grains se détruisent et se reforment continuellement lors d'une étape appelée repolygonisation, avant d'atteindre un état quasi stationnaire qui repose sur un équilibre entre la création de dislocations, et l'arrangement et l'annihilation de dislocations. L'ensemble de ces phénomènes constitue les caractéristiques de la restauration dynamique.

Quand les sous-grains adjacents présentent des désorientations importantes (supérieures à 15°), on peut alors parler de développement de grains nouveaux et de processus de recristallisation dynamique continue.



FigureV.1. Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium

V.2. Recristallisation dynamique

Dans d'autres matériaux, les dislocations sont au contraire peu mobiles et restent très dispersées, si bien que le phénomène de restauration dynamique est peu efficace. A partir d'un certain taux de déformation, on voit alors apparaître des germes de nouveaux grains, avec leur propre orientation cristallographique, qui se développent dans la matrice écrouie en annihilant les dislocations. C'est donc un phénomène typique de germination croissance schématisé à la **Figure V.2.** et qui est semblable à ceux rencontrés dans les phénomènes de solidification ou de cristallisation. Mais, comme la déformation se poursuit, les grains recristallisés s'écrouissent à leur tour ; dans différentes zones du matériau, se mettent alors en place des cycles d'écrouissage et de recristallisation successifs qui ne sont pas a priori synchronisés. A partir de ce stade, le matériau est donc constitué de volumes de matière présentant différents taux d'écrouissage.

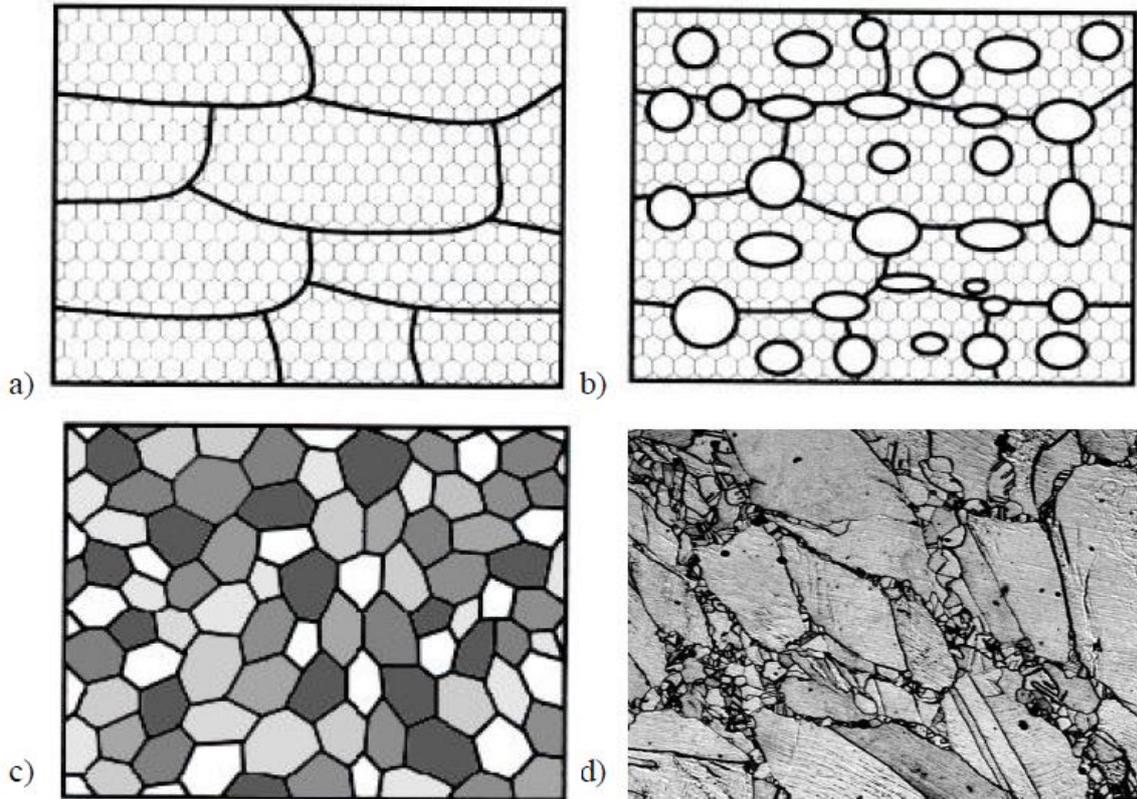


Figure V.2. Recrystallisation dynamique : a) structure déformée restaurée et non recrystallisée; b) germination de nouveaux grains; c) grains à des niveaux différents d'écroutissage; d) exemple d'une microstructure d'un acier austénitique présentant des grains écroutés et recrystallisés

V.3. Recrystallisation métadynamique

Lorsqu'un test de déformation est stoppé subitement à haute température pendant que la recrystallisation dynamique est en train de se produire, plusieurs germes se forment dans les matériaux, et quelques joints de grains migrent et se propagent laissant derrière des régions complètement libres de toutes dislocations. Ainsi, les germes (petits grains) recrystallisés dynamiquement peuvent continuer à croître sans qu'une période d'incubation ne soit nécessaire si la température est encore assez haute. Le processus d'adoucissement qui résulte de la croissance continue de ces germes (petits grains) est connu sous le terme de recrystallisation métadynamique.

Au début, le processus est très rapide, mais à mesure que les grains croissent vers des régions moins écrouies, la vitesse de recrystallisation métadynamique diminue. L'absence d'une période d'incubation, implique que la recrystallisation métadynamique est d'un ordre de grandeur plus rapide que la recrystallisation statique, mais moins rapide que la recrystallisation dynamique.

V.4. Restauration statique

Il a été rapporté par MC Queen que, pendant la déformation à chaud, si le taux de déformation est inférieur à la déformation critique pour initier la recristallisation statique, le principal mécanisme d'adoucissement serait alors : la restauration statique. Dans le cas où la restauration statique est le principale mécanisme en action, l'adoucissement des matériaux n'atteindrait pas 100%. Djaic et Jones, ont rapporté des valeurs d'adoucissement de l'ordre de 40% à 60%. Il a aussi été rapporté que la vitesse de la restauration statique augmente avec la température, le degré de déformation ainsi qu'avec la vitesse de déformation. Mais, elle diminue avec l'augmentation en éléments d'addition. Il a été suggéré par Towle et Gladman que, la diminution de la vitesse de recristallisation statique après la déformation, peut être expliquée par la diminution de la force motrice (diminution de densité de dislocations) due l'adoucissement induit par la restauration statique qui se produit durant la période d'incubation qui précède la recristallisation statique [9].

V.5. Recristallisation statique

La recristallisation statique est le processus d'adoucissement qui se produit après qu'un matériau déformé, est maintenu à une température suffisamment haute pour déclencher les processus de diffusion. Elle peut se produire durant les périodes de repos entre les passes des déformations à chaud lors du laminage, du forgeage.... Etc. ou encore après réchauffement (recuit) d'un matériau déformé à chaud ou à froid. C'est un processus diffusif, gouverné par la germination et la croissance. Lorsqu'on analyse une courbe de recristallisation, on peut clairement distinguer 3 stades

- Stade 1 : ce stade correspond au période d'incubation nécessaire à la formation des germes.
- Stade 2 : ce stade correspond à l'apparition rapide des germes et leur croissance
- Stade 3 : ce stade qui est caractérisé par une faible vitesse de recristallisation, correspond à la partie finale du processus de recristallisation lorsque les grains en croissance entrent en contact les uns avec les autres, signifiant la fin de la matière écrouie et du processus de recristallisation

Les lois générales des vitesses de transformation associées au phénomène de recristallisation, ont été dérivées en premier par Johnson et Mehl. Ils ont supposé que la germination se produit au hasard, et que le produit transformé ne peut pas croître à travers les joints de grains. Les résultats expérimentaux relatifs à la cinétique de la recristallisation statique, sont habituellement tracés sous forme d'une courbe décrite par l'équation d'Avrami telle que :

$$X_v = 1 - \exp(-\beta \cdot t^k)$$

Où : X_v est la fraction volumique recristallisée

t = est la période de temps à laquelle l'échantillon est dans le four à température constante

β et K = des constantes empirique à température constante et une valeur de la déformation [9].

Techniques expérimentales

Introduction

Dans ce chapitre, nous exposerons les différentes techniques expérimentales et de caractérisation utilisées dans ce travail. Nous aborderons le principe de fonctionnement et le mode opératoire de chaque appareillage ainsi que les paramètres d'expérience.

VI. Préparation des échantillons

Dans notre étude, nous avons utilisé deux échantillons d'acier inoxydable austénitique de type 316L. Ces échantillons de forme parallélépipédique de 3 cm de long environ ont été découpés à l'aide d'une scie à métaux sur une barre plus longue.

Afin de rendre le métal plus doux et facile à laminier et afin de pouvoir distinguer entre les grains recristallisés et les anciens grains, un traitement de grossissement des grains a été effectué à 1150°C pendant trente minutes donnant une taille moyenne des grains de 250 μm .

Les deux échantillons ont ensuite été laminés à froid à deux taux de déformation comme suit ; $\varepsilon = \ln(H_0/H_1)$. Où H et H sont les épaisseurs avant et après laminage respectivement.

Les déformations choisies sont

$$\varepsilon_1 = 0,3 \text{ et}$$

$$\varepsilon_2 = 0,6.$$

VI.1. Le matériau utilisé

Le matériau, utilisé dans cette étude, est un acier inoxydable austénitique de type 316L monophasé. Il se présente sous forme de deux différentes barres d'épaisseurs initiales 2 et 2,4mm. Ce matériau a été choisi pour sa structure austénitique monophasée (simple) qui ne présente pas de problèmes aux études des cinétiques de recristallisation.

VI.2. Préparation métallographique

L'étude métallographique est un moyen de contrôle essentiel de la structure micrographique des matériaux métalliques.

VI.3. L'enrobage

Une fois découpés, les échantillons ont été enrobés à froid pour faciliter le polissage et l'observation au microscope optique. L'enrobage consiste à mettre les échantillons dans de petits moules puis remplis par une résine liquide. Après un certain temps la résine se solidifie, et on obtient des échantillons enrobés comme le montre la figure figure VI.1.ci-dessous

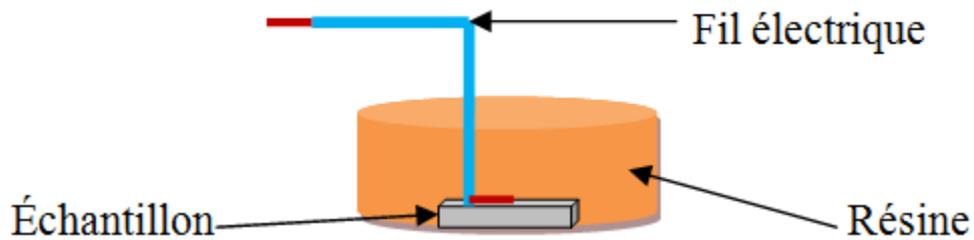


Figure VI.1: enrobage à froid

VI.4. Le polissage

Les échantillons ont subi un cycle de polissage réalisé sur une polisseuse à deux plateaux de type hitech tournant à 150 et 300 tours/min (Figure VI.2.) sur lequel est collé un papier abrasif. Le polissage est réalisé sous lubrification continue (jet d'eau) pour éviter tout échauffement local suite au frottement, en utilisant des papiers abrasifs de différentes granulométries : 120, 400, 600, 800, 1000, 1200. Les papiers ont été utilisés successivement dans l'ordre décroissant de la granulométrie en prenant soin de tourner l'échantillon de 90° afin d'éliminer les rayures laissées par le polissage précédent. Sur chaque papier, on maintient en contact l'échantillon pendant 2 à 3 minutes. Pour la finition, nous avons utilisé une suspension d'alumine Al_2O_3 dispersée sur un feutre collé à un disque tournant.

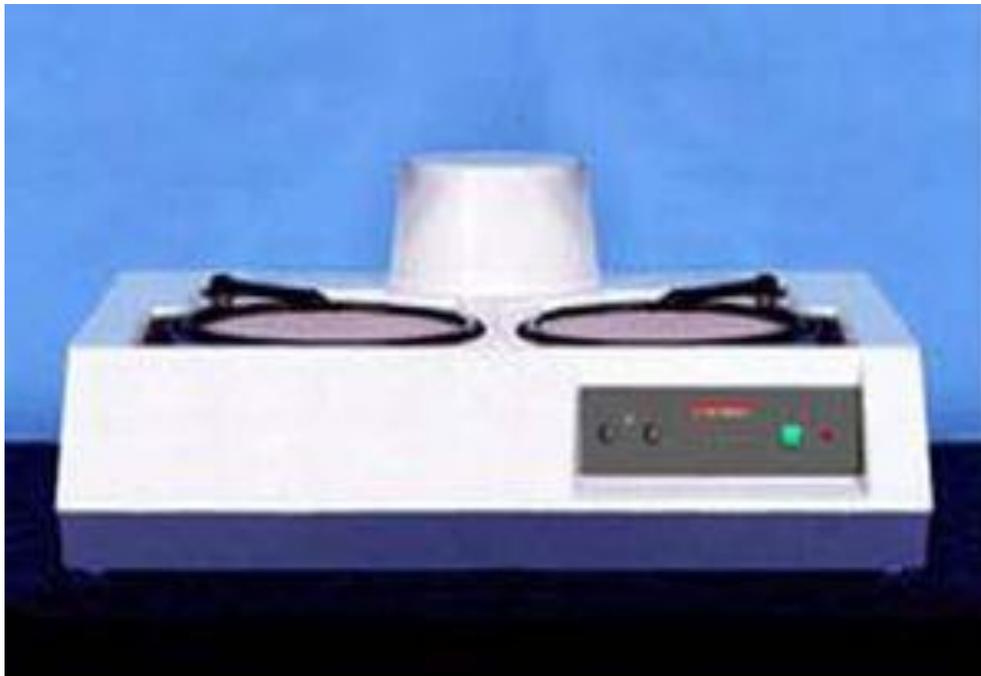


Figure VI.2. Vue d'une polisseuse à deux plateaux

VI.5. Attaque électrolytique

Pour révéler la microstructure des différents échantillons, nous avons procédé à l'attaque de la surface polie. Cette attaque peut être soit chimique ou électrolytique, selon le type d'alliage à attaquer. Dans notre cas, puisqu'il s'agit d'un acier inoxydable donc résistant à la corrosion, nous avons utilisé l'attaque électrolytique qui a pour but de révéler les joints de grains austénitiques.

L'attaque électrolytique consiste à mettre la surface à attaquer en contact avec un électrolyte puis à faire passer un courant électrique à travers l'échantillon jouant le rôle d'une anode. L'autre électrode est reliée à une tôle d'aluminium qui joue le rôle de cathode. La

tension, le temps d'exposition et le type de l'électrolyte utilisé dépendent de l'alliage à attaquer. Nos échantillons sont en acier inoxydable austénitique, les paramètres utilisés sont résumés dans le tableau suivant :

Tableau VI.5.1. Les paramètres utilisés pour l'attaque électrolytique

Désignation	Composition	Temps et tension
Acide nitrique (HNO ₃)	25% HNO ₃ + 75% eau distillée	De 20 à 30s sous une tension de 4,5 V

La procédure suivie est schématisée dans la figure suivante :

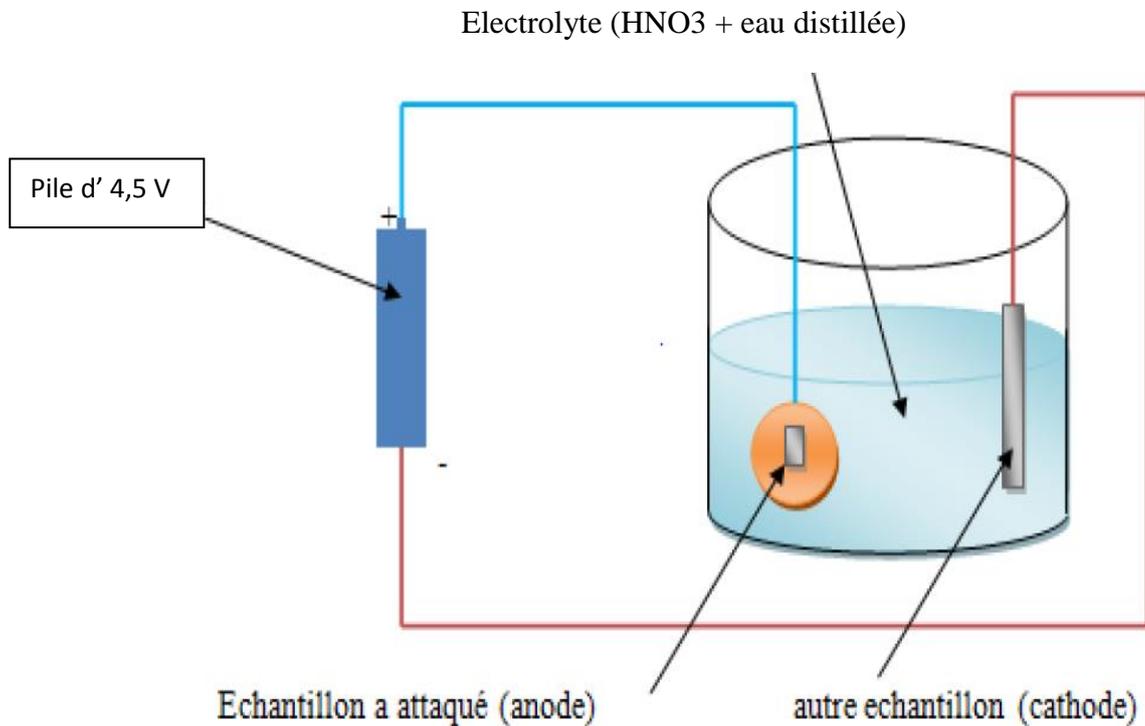


Figure VI.3. Schéma de la procédure suivie pour l'attaque électrolytique

VI.6. Traitement thermique

Les traitements thermiques d'homogénéisation, de grossissement des grains et de recuit de recristallisation ont été effectués dans un four électrique à moufle de modèle «nuve MF 120». Ce four est montré dans la figure suivante :



Figure VI.4. Vue réelle du four à moufle utilisé

VII. Déformation par laminage

Afin de modifier la microstructure de notre acier, on a utilisé le laminage à froid, on a réduit l'épaisseur de nos échantillons avec deux différents taux de réductions :

Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Il convient pour la plupart des matériaux déformables plastiquement en particulier l'acier inoxydable austénitique. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage entre deux cylindres tournants en sens inverses. Un laminoir est une installation industrielle ayant pour but la réduction d'épaisseur d'un matériau. Il permet également la production de barres, de toles et différents profilés longs de différentes sections. Une vue schématique d'un laminoir est montré dans la figure ci-dessous

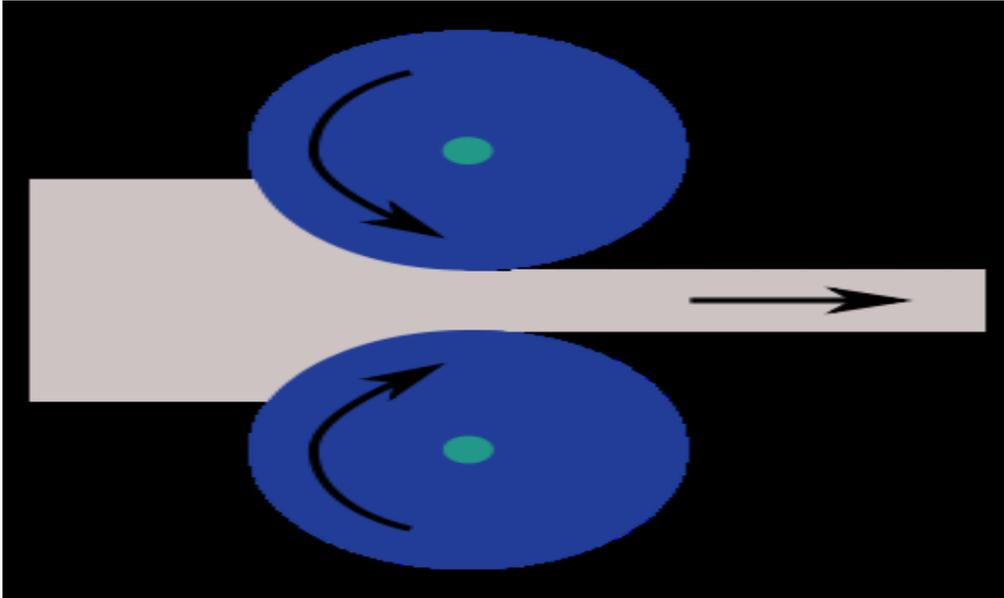


Figure VII.1 le principe de l'opération du laminage

Dans notre travail on a utilisé un laminage à froid à l'aide d'un laminoir manuel disponible au laboratoire de métallurgie (figure IV.2.).



Figure VII.2. Laminoir manuel

Pour réduire l'épaisseur d'une tôle de 2 à 1,48 mm ($\varepsilon = 0,3$) et une autre de 2,4 à 1,31 mm ($\varepsilon = 0,6$), on a effectué plusieurs passes. A l'aide d'un pied à coulisse on mesure à chaque fin de passe l'épaisseur finale. Pour obtenir un bon état de surface et diminuer les frottements entre l'acier et le laminoir qui est nuisible à ce dernier, on immerge notre échantillon après chaque passe dans un lubrifiant (le gas-oil).

➤ calcule la déformation

Afin de modifier la microstructure de notre acier, on a utilisé le laminage à froid, on a réduit l'épaisseur de nos échantillons avec deux différents taux de réductions :

Calcul E_1'

On a $E_1 = 2\text{mm}$, $\varepsilon_1 = 0,3$

$$\ln(E_1 / E_1') = \varepsilon_1$$

$$\ln E_1 - \ln E_1' = \varepsilon_1$$

$$E_1' = \exp(\ln E_1 - \varepsilon_1)$$

$$E_1' = \exp(\ln 2 - 0,3)$$

$$E_1' = 1,48 \text{ mm}$$

Calcul de E_2'

On a $E_2 = 2,4\text{mm}$, $\varepsilon_2 = 0,6$

$$\ln(E_2 / E_2') = \varepsilon_2$$

$$\ln E_2 - \ln E_2' = \varepsilon_2$$

$$E_2' = \exp(\ln E_2 - \varepsilon_2)$$

$$E_2' = \exp(\ln 2,4 - 0,6)$$

$$E_2' = 1,31 \text{ mm}$$

E : épaisseur initial

E' : épaisseur après la déformation

ε : la déformation

VIII. Techniques de caractérisations

Les techniques de caractérisations que nous avons utilisées dans cette étude sont :

Afin de mettre en évidence la microstructure de nos échantillons, nous avons effectué l'examen métallographique des surfaces polies au microscope optique.

Nous avons utilisé un microscope optique de type OPTIKA M-789 équipé de 4 objectifs de grossissements 5, 10, 20 et 50 fois et de deux oculaires avec un grossissement de 10 fois. L'acquisition des micrographies a été effectuée au moyen d'une caméra vidéo solidaire du microscope et reliée à un ordinateur contenant le logiciel d'acquisition (figure VIII.1.).

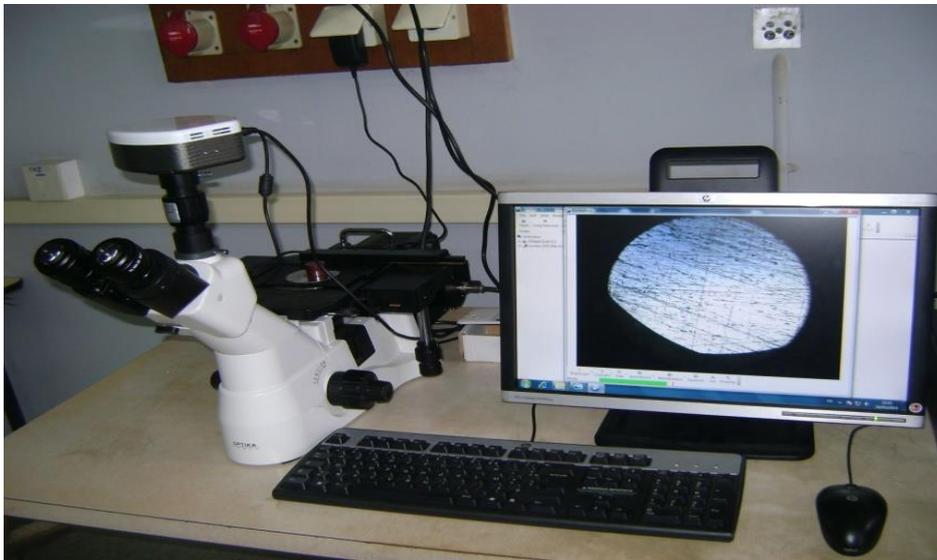


Figure VIII.1. microscope optique par acquisition d'image

Résultats et interprétations

IX. Détermination de la taille des grains

La taille des grains est mesurée par la technique de l'interception linéaire moyenne. Une plage de grains est projetée sur un segment test dont la longueur (en mm) est connue. En comptant le nombre d'interception des joints de grains avec le segment test on peut calculer la taille moyenne de ces grains comme suit.

$$\phi = (L \cdot 1000 / N \cdot G) \cdot x$$

où:

L= la longueur du segment test (en mm)

N= le nombre d'interception

G= le grossissement utilisée

x= la fraction de la phase dont on veut mesurer la taille.

En utilisant cette formule, on mesure et on trouve les valeurs suivantes:

Tailles moyenne des grains de la structure initiale avant déformation:

$$D_0 = 250 \mu\text{m}$$

Taille moyenne des grains recristallisés après recuit de recristallisation:

$$D_1 = 100 \mu\text{m} \text{ pour la déformation } \varepsilon = 0,3$$

$$D_2 = 75 \mu\text{m} \text{ pour la déformation } \varepsilon = 0,6$$

X. Récapitulatifs des résultats

$D_0 = 250 \mu\text{m}$, $T_{\text{recuit}} = 800 \text{ C}^\circ$

TableauX.1 Pour la déformation $\varepsilon = 0,3$

Temps de recuit (sec)	Fraction recristallisée (%)
15	2
30	20
45	80
60	95
75	97

La taille du grain recristallisé est $D_1 = 100 \mu\text{m}$

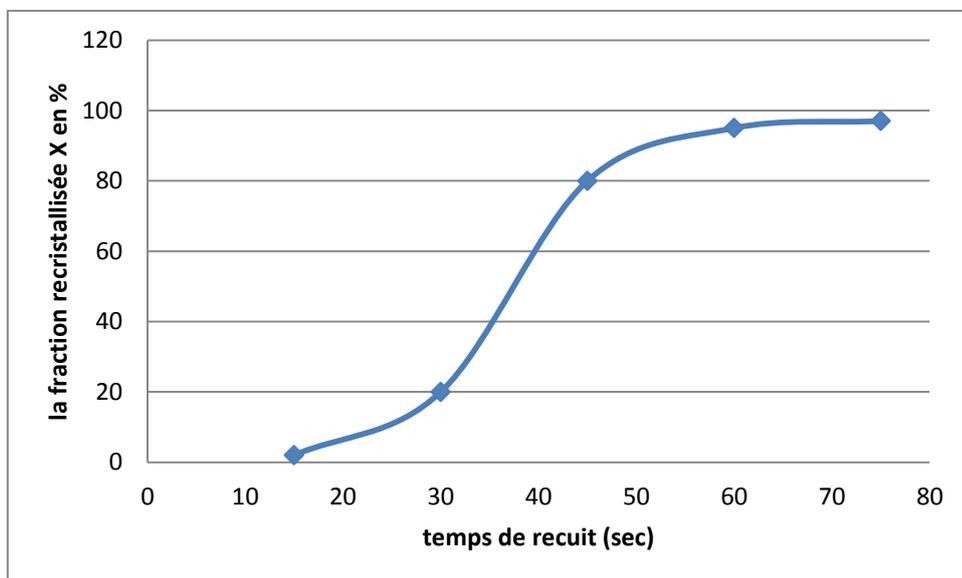


Figure X.1. : Evolution de la fraction recristallisée comme fonction du temps de recuit

Le temps pour obtenir une fraction de 50% de matériaux recristallisé est $t = 38\text{s}$

TableauX.2. Pour la déformation $\varepsilon = 0,6$

Temps de recuit (sec)	Fraction recristallisée(%)
10	4
20	24
30	83
40	94
50	98

La taille du grain recristallisé est $D_2 = 75\mu\text{m}$

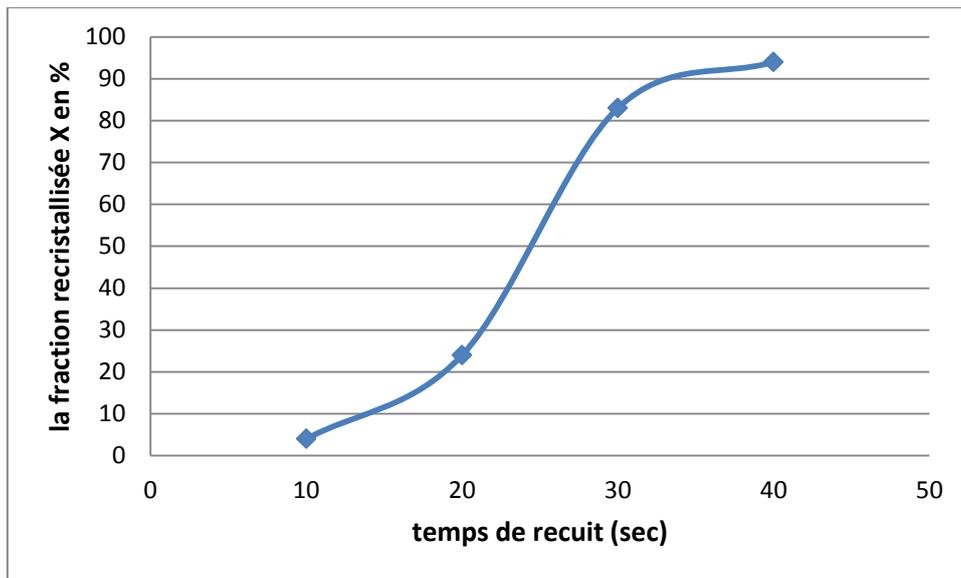


Figure X.2. Evolution de la fraction recristallisée X en fonction du temps de recuit

Ici le temps pour obtenir une fraction de 50% de matériau recristallisé est : $t_{r1} = 24s$

Tableau X.3. Temps de recristallisation et la déformation(ϵ)

Temps de recristallisation en (sec)	Déformation (ϵ)
38	0,3
24	0,6

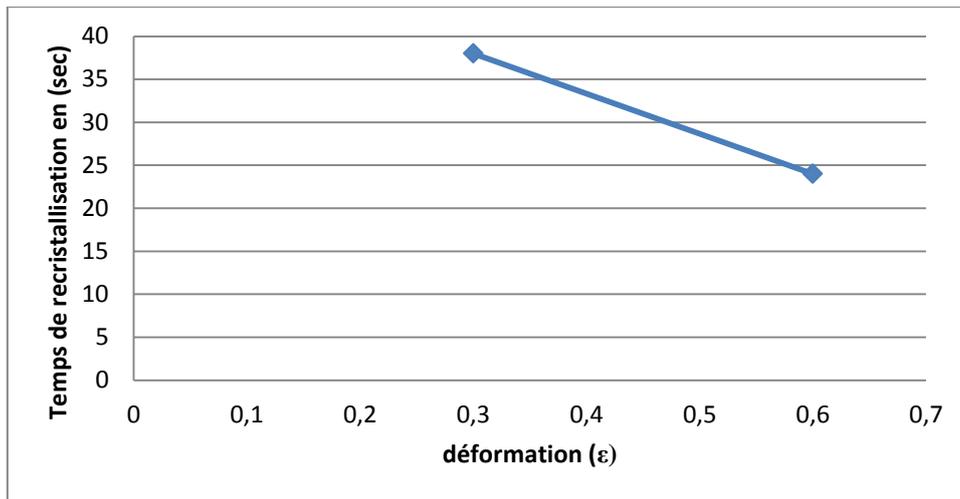


Figure X.4. Influence de la déformation sur la cinétique de recristallisation

Tableau X.4. Déformation et diamètre du grain recristallisé

Déformation (ϵ)	Diamètre du grain recristallisé en (μm)
0	250
0,3	100
0,6	75

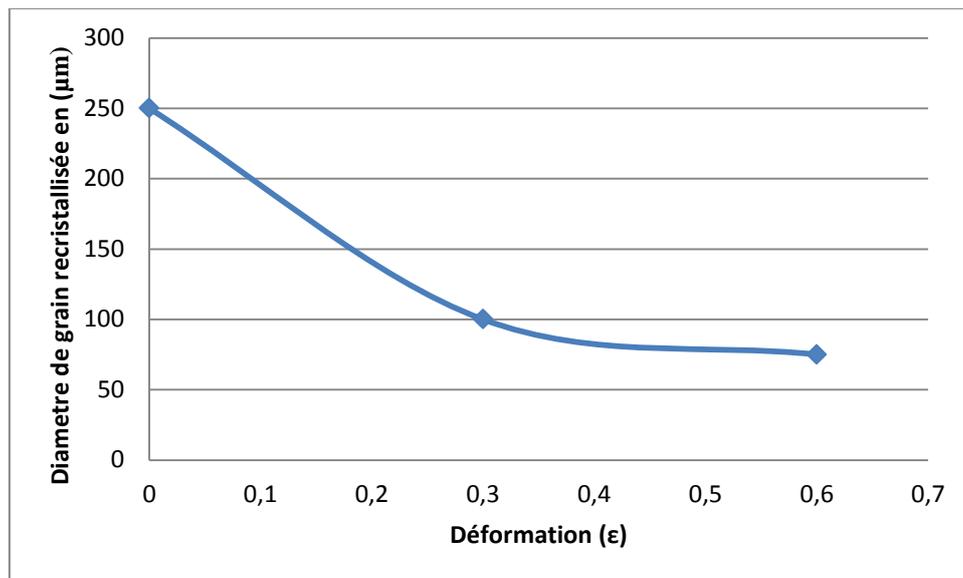


Figure X.5. Courbe montrant l'évolution du diamètre du grain recristallisé en fonction de la déformation(ϵ)

XI. La microstructure des différents échantillons

Les figures suivantes représentent la microstructure des échantillons après l'attaque électrolytique pour les différents traitements thermique et mécanique, prises par un microscope optique.

XI.1. Avant la déformation

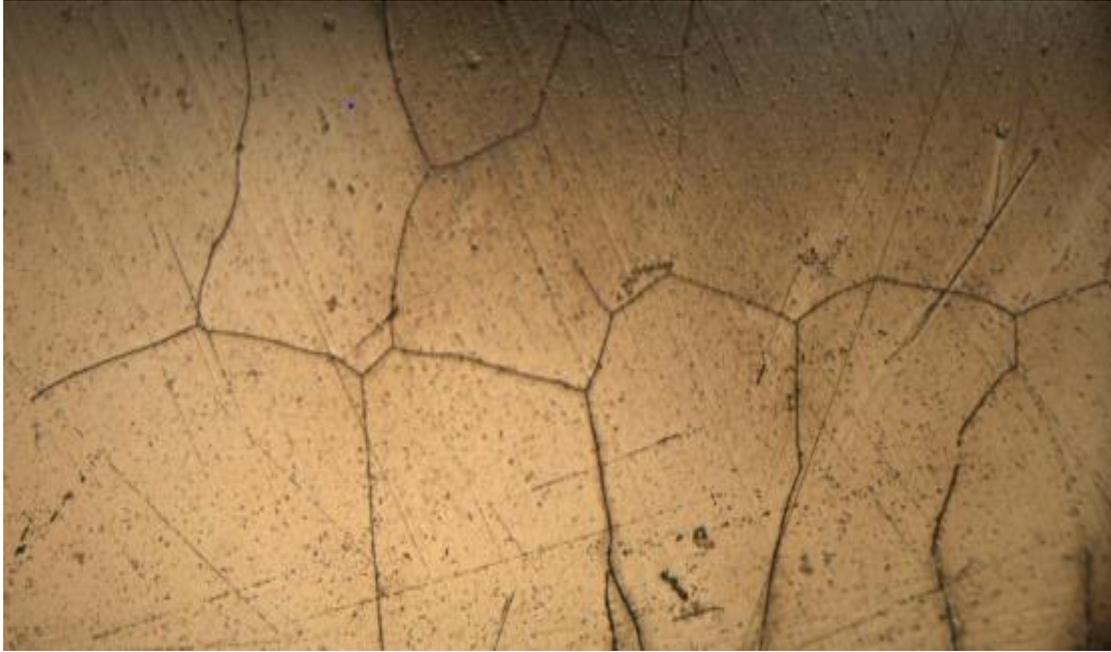


Figure XI.1.. Microstructure de l'acier austénitique après traitement à 1150 C° pendant 30 min.G = 180x

XI.2. Après la déformation à $\epsilon = 0,3$



Figure XI.2. Microstructure du matériau après une déformation par laminage: $\mu=0,3$

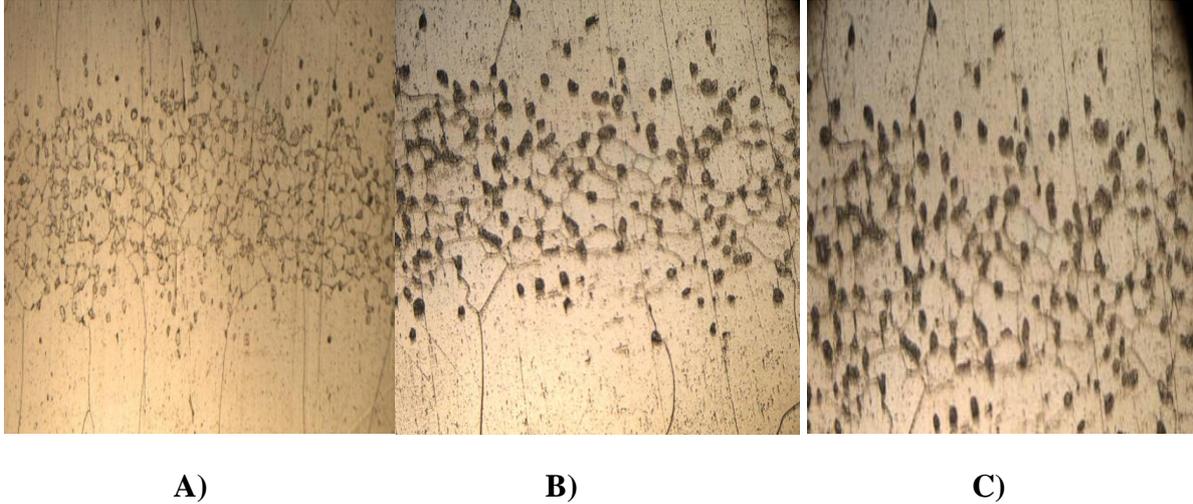


Figure XI.3. Microstructure des échantillons déformés $\varepsilon = 0,3$, avec $G = 180$,

XI.3. Après la déformation $\varepsilon = 0,6$

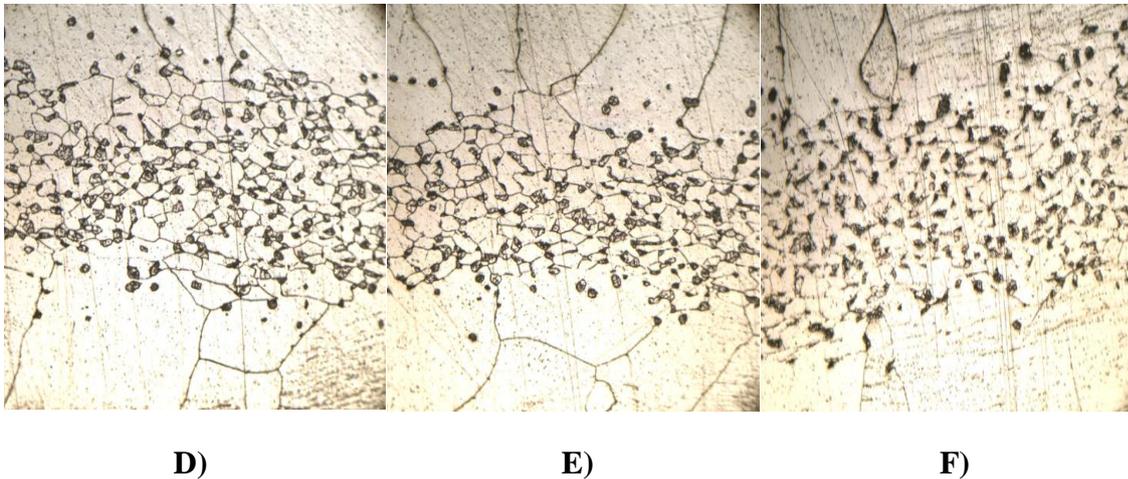


Figure XI.4 Microstructure des échantillons déformés $\varepsilon = 0,6$, avec $G = 180$,

A) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau, d'un laminage à froid suivi d'un recuit à 800°C pendant 30 sec puis d'une trempe à l'eau.

B) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau, d'un laminage à froid suivi d'un recuit à 800°C pendant 60 sec puis d'une trempe à l'eau.

C) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau puis d'un laminage à froid suivi d'un recuit à 800°C pendant 90 sec puis d'une trempe à l'eau.

D) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau puis d'un laminage à froid suivi d'un recuit à 800°C pendant 30 sec puis d'une trempe à l'eau.

E) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau, d'un laminage à froid puis un recuit à 800°C pendant 60 sec et suivi d'une trempe à l'eau.

F) Une microstructure qui a subi un traitement d'homogénéisation à 1150°C pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau, d'un laminage à froid puis d'un recuit à 800°C pendant 90 sec et suivi d'une trempe à l'eau.

XIII. Etude la cinétique de la recristallisation de l'acier étudié

XIII.1. Pour la déformation $\epsilon = 0,3$

Tableau XIII.1. Evolution de la fraction transformée y en fonction du temps.

Temps de recuit (sec)	Ln (T)	Fraction recristallisée	$\ln(\ln 1/(1-y))$
15	2,7	2	-3,9
E	3,4	20	-1,5
45	3,8	80	0,47
60	4,1	95	1,09
75	4,3	97	1,25

En remarquant que la courbes d'évolution de taux de précipité et la fraction transformé y sont approximativement les mêmes.

D'après ce modèle, la fraction du taux de transformation y est donnée par l'équation :

$$y = 1 - \exp(-(kt)^n)$$

Afin de déterminer les paramètres n et k de l'équation de JMA on utilise la forme linéaire donnée par l'équation $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right) = n\ln t + \ln k$

$\ln(\ln 1/(1-y))$

On trace alors la courbe $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de $\ln(t)$

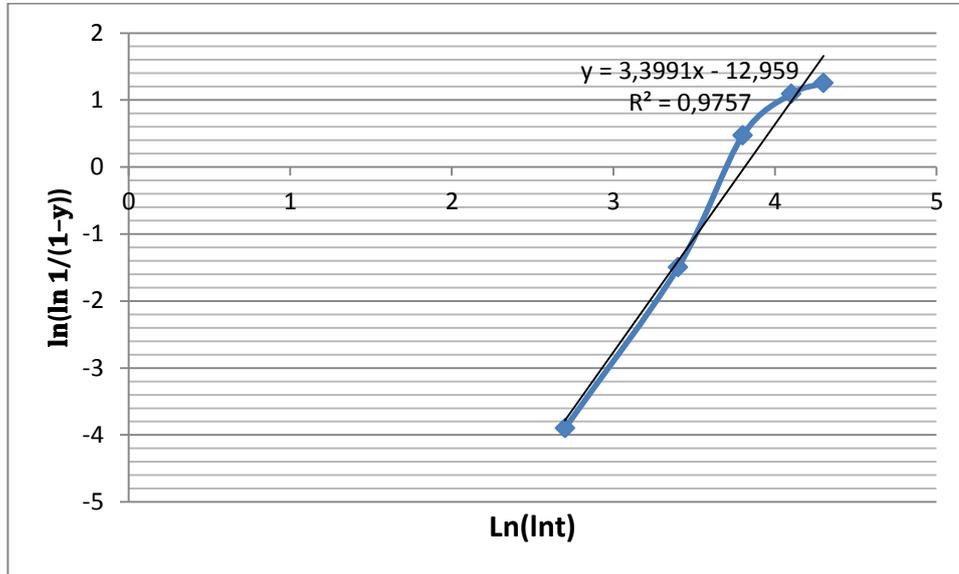


Figure XIII.1. Evolution de $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de $\ln(t)$

La courbe d'évolution est linéaire de type : $y = ax + b$ avec une équation d'évolution donnée :

$$\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right) = 3,399 \ln(t) - 12,959$$

On a $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right) = n \ln t + \ln k$

On détermine alors les constantes n et K de l'équation de JMA :

$$\begin{cases} n_1 = 2,39 \\ k_1 = 4.65 \cdot E - 3 \end{cases}$$

Etablissement de l'équation de JMA

On obtient donc l'équation de la fraction transformée en fonction du temps de maintien, selon l'équation de JMA :

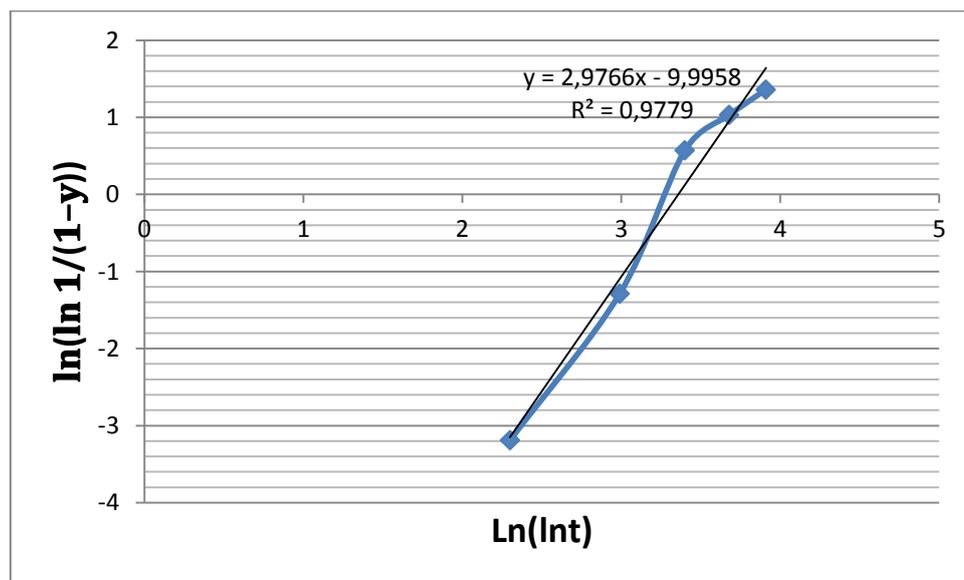
$$Y = 1 - \exp(-2,66 \cdot 10^{-6} \cdot t^{2,39})$$

XIII.2 Pour la déformation $\epsilon = 0,6$

Tableau 1 Evolution de la fraction transformée y en fonction du temps.

Temps de recuit (sec)	Ln (T)	Fraction recristallisée	$\ln(\ln 1/(1-y))$
10	2,3	4	-3,19
20	2,99	24	-1,29
30	3,4	83	0,57
40	3,68	94	1,03
50	3,91	98	1,36

On trace alors la courbe $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de $\ln(t)$



XIII.2 Evolution de $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right)$ en fonction de $\ln(t)$

La courbe d'évolution est linéaire de type : $y = ax + b$ avec une équation d'évolution donnée :

$$\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right) = 2,97 \ln(t) - 9,99$$

On a $\ln\left(\ln\frac{1}{1-y}\right) = n \ln t + n \ln k$

On détermine alors les constantes n et K de l'équation de *JMA* :

$$\begin{cases} n_2 = 2,97 \\ k_2 = 0,04 \end{cases}$$

Etablissement de l'équation de *JMA*

On obtient donc l'équation de la fraction transformée en fonction du temps de maintien, selon l'équation de *JMA* :

$$Y = 1 - \exp(-7,04 \cdot 10^{-5} \cdot t^{2,97})$$

Conclusion générale

Conclusion

1) Plus le taux de déformation est élevé, plus l'énergie emmagasinée par déformation plastique est élevée et plus la cinétique de recristallisation est rapide.

2) Plus le taux de déformation reçu par le matériau est élevé, plus la taille du grain recristallisé est petite

3) D'après les résultats obtenus, on constate que la fraction recristallisée est plus importante au milieu de l'échantillon laminé. Nous pensons que ce phénomène est provoqué par l'hétérogénéité de la déformation locale dans le matériau laminé. En effet, pendant le laminage la déformation locale est plus importante au centre du produit laminé que sur la surface d'où l'hétérogénéité de la recristallisation observée.

Références bibliographique

Références bibliographiques

- [1]: Hervé SASSOULAS : traitements thermiques des aciers inoxydables, techniques de l'ingénieur, M 1160
- [2] : Laurent ANTONI et Alain GALERIE « Corrosion sèche des métaux, techniques de l'ingénieur, M 4224
- [3] : Hervé SASSOULAS : traitements thermiques des aciers inoxydables, techniques de l'ingénieur, M 1160
- [4] : Dudognon Julien : Etude des modifications structurales induites par implantation ionique dans les aciers austénitiques, thèse de doctorat de l'université d'Orléans, Decembre 2006.
- [5] : [K.H.Lo,C.H.Shek,J.K.L.Lai « Recent development sin stainless steels, Materials Science and Engeneering R 65 (2009)].
- [6] : Pierre-Jean CUNAT « Critères de choix et structure » Techniques de l'Ingénieur, M 4 540
- [7] : Bruno CHENAL « traité Matériaux métalliques »Techniques de l'Ingénieur, M 230
- [8] : C. Perdrix,« Comportement mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours de la déformation à chaud », Thèse de l'École des Mines de Paris, (1983)
- [9] :A.Kasser « Cours de Transformation des métaux » ENP 2006.