

M0034/94A

République Algérienne Démocratique et Populaire

MINISTERE DE L'EDUCATION

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE  
DEPARTEMENT DE METALLURGIE

**THESE DE MAGISTER**

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة - BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

**THEME**

**ETUDE DE L'INFLUENCE DES OPERATIONS  
MECANIQUE ET THERMIQUE SUR LES TOLES  
D'ALLIAGE D'ALUMINIUM ( 5083 )  
DESTINEES POUR L'EMBOUTISSAGE**

Proposé par :  
DO NANG TIEN

Présenté par :  
NACER ZAZI

Dirigé par :  
PHAM KIM DINH

Membres de jury :

M <sup>r</sup> A. RECHAK	E.N.P.	President	Professeur
M <sup>r</sup> A. ATI	U.S.T.H.B	Examineur	Docteur ES science
M <sup>me</sup> A. BOUALI	E.N.P	Examineur	Docteur Ingenieur
M <sup>r</sup> M. CHETROUB	E.N.P	Examineur	Charge de cour
M <sup>me</sup> AOUGLIS	S.N.V.I	Invité	Ingenieur
M <sup>r</sup> PHAM. KIM. DIHN	E.N.P	Directeur	Docteur ES Science

Année universitaire : 1993 / 1994

République Algérienne Démocratique et Populaire

MINISTERE DE L'EDUCATION

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE  
DEPARTEMENT DE METALLURGIE

## THESE DE MAGISTER

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

THEME

ETUDE DE L'INFLUENCE DES OPERATIONS  
MECANIQUE ET THERMIQUE SUR LES TOLES  
D'ALLIAGE D'ALUMINIUM ( 5083 )  
DESTINEES POUR L'EMBOUITISSAGE

Proposé par :  
DO NANG TIEN

Présenté par :  
NACER ZAZI

Dirigé par :  
PHAM KIM DINH

Membres de jury :

M <sup>r</sup> A. RECHAK	E.N.P	President	Professeur
M <sup>r</sup> A. ATI	U.S.T.H.B	Examineur	Docteur ES science
M <sup>me</sup> A. BOUALI	E.N.P	Examineur	Docteur Ingenieur
M <sup>r</sup> M. CHETROUB	E.N.P	Examineur	Charge de cour
M <sup>me</sup> AOUGLIS	S.N.V.I	Invité	Ingenieur
M <sup>r</sup> PHAM. KIM. DIHN	E.N.P	Directeur	Docteur ES Science

Année universitaire : 1993 / 1994

## DEDICACES

Je dédie cette présente thèse :

A mes chères parents qui m'ont été d'un apport inestimable  
tous le long de mes études ainsi qu'à ma famille et à tous  
mes amis .

A tous ces êtres, je dirais " je m'en souviendrai "

N. ZAZI

## REMERCIEMENT

Je tiens tout d'abord d'exprimer m'a profonde reconnaissance à mon directeur de thèse M<sup>r</sup> PHAM KIM DIHM pour son suivie et sa grande disponibilité et son soutien moral le long de notre travail.

Je remercie M<sup>r</sup> TAN VO VAN pour son suivi durant le stage que j'ai effectué à l'université LAVAL (Quebec).

Je remercie M<sup>r</sup> NADIR MESRATI, M<sup>r</sup> MOHAMED CHITROUB, M<sup>r</sup> REAL TREMBLY, M<sup>r</sup> GILE LESPÉRANC'et M<sup>r</sup> EDWARD GHALI pour leurs aides.

Enfin que tous ceux qui ont de prés ou de loin contribué à l'élaboration de ce travail trouveront ici l'expression de profonde reconnaissance.

N. ZAZI

## SOMMAIRE

Introduction .....	01
1- Présentation du problème .....	01
2- Apparition des cornes d'emboutissage .....	02
3- Apparition de fissures avec l'emboutissage .....	02
4- But de notre travail .....	03
CHAPITRE I	- ETUDE THEORIQUE -
1.1- Formabilité des métaux .....	04
1.2- Laminage à froid .....	04
1.3- Paramètres de l'laminage à froid .....	05
1.3.1- Taux de réduction .....	05
1.3.2- Taux de réduction par passe .....	05
1.3.3- Elargissement nul .....	05
1.3.4- Vitesse de laminage à froid .....	06
1.4- Phénomènes métallurgiques lors du laminage à froid .....	06
1.4.1- Dislocations .....	06
1.4.2- Fragmentation des inclusions et des précipités .....	12
1.4.3- Affinement de grains et leur déformation .....	13
1.5- Restauration et recristallisation .....	13
1.5.1- Introduction .....	13
1.5.2- Restauration .....	13
1.5.3- Recristallisation .....	13
1.5.4- Lois de la recristallisation .....	14
1.5.5- Cinétique de la recristallisation .....	14
1.6- Ecouissage .....	15
1.6.1- Paramètres influençant l'écrouissage .....	15
1.6.2- Coefficient d'écrouissage .....	15
1.6.3- Mesure du coefficient d'écrouissage .....	15
1.6.4- Effets de l'écrouissage .....	16

1.7- Effets du recuit sur les pièces laminées à froid .....	17
1.7.1- Effets sur la microstructure .....	17
1.7.2- Effets du recuit sur les propriétés mécaniques .....	18
1.8- Anisotropie .....	19
1.8.1- Causes et origine de l'anisotropie .....	19
1.8.2- Coefficient d'anisotropie .....	19
1.8.3- Coefficient moyen d'anisotropie .....	20
1.8.4- Différence d'anisotropie .....	20
1.8.5- Importance du coefficient d'anisotropie .....	20
1.9- Phénomène de PORTEVIN LE CHATELIER .....	21
1.9.1- Causes de ce phénomène .....	22
1.9.2- Apparition des bandes de cisaillement .....	24
1.9.3- Mécanisme d'apparition des bandes de cisaillement .....	25
 CHAPITRE II - TRAVAUX ANTERIEURS -	
2.1- Traitement conventionnelle pratiques sur les alliages d'Aluminium .....	26
2.1.1- Structure de l'industrie d'Aluminium .....	26
2.1.2- Les grands procédés de transformation de l'Aluminium et ces alliages.....	26
2.2- revue sur littérature .....	29
2.2.1- Travail présenté par F. BOUTIN 1975 .....	29
2.2.2- Travail présenté par H. AUBIN 1977 .....	30
2.2.3- Travail présenté par Mc GILL TAMAR'et al 1990 .....	30
 CHAPITRE III - TRAVAIL EXPERIMENTAL -	
3.1- Présentation de l'alliage 5052 .....	31
3.2- Présentation de l'alliage 5083 .....	31
3.2.1. Causes du choix de l'alliage 5083 .....	31
3.2.2- Composition chimique du 5083 .....	32
3.2.3- Précipités observé .....	32
3.3- Traitement thermique .....	32
3.3.1- Eprouvette pour traitement thermique .....	32

3.3.2- Traitements thermiques à réalisé sur les éprouvettes .....	32
3.4.1- Le laminage .....	34
3.4.2- Programme du laminage .....	35

CHAPITRE IV - PRESENTATION DES METHODES ET -  
 CONDITIONS D'ANALYSE

4.1- Essai de traction .....	36
4.2- Essai de dureté vickers .....	39
4.3- Examen microscopique .....	40
4.3.1- Observation de la granulométrie .....	40
4.3.2- Observation des précipités .....	41

CHAPITRE V - RESULTATS EXPERIMENTAUX -

5.1- Resultats concernant la profondeur d'emboutissage .....	43
5.1.1- Resistance à la traction des tôles laminées à froid à différents taux de réduction sans recuit intermédiaire .....	43
5.1.2- Resistance à la traction des tôles laminées à froid à différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire .....	44
5.1.3- L'élasticité des tôles laminées à froid sans recuit intermédiaire .....	45
5.1.4- L'élasticité des tôles laminées à froid à différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire .....	45
5.1.5- Le coefficient d'écrouissage des tôles laminées à froid à différents taux de réduction .....	46
5.1.6- Le coefficient d'écrouissage des tôles laminées à froid à différents temps de recuit intermédiaire.....	47
5.1.7- La microdureté des tôles laminées à froid à différents taux de réduction .....	48
5.1.8- La microdureté des tôles laminées à froid à des différents temps de maintien lors du recuit .....	49
5.1.9- La microdureté des tôles laminées à des différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire .....	50
5.1.10- La taille des grains des tôles laminées à froid à différent taux de réduction .....	51
5.1.11- La taille des grains des tôles laminées à froid à des différent temps de maintien lors du recuit .....	55
5.1.12- La taille des précipités avec le taux de réduction .....	56

5.1.13- L'évolution du phénomène de PORTEVIN LE CHATELIER des tôles laminées à froid à différent taux de réduction .....	57
5.1.14- L'évolution du phénomène de PORTEVIN LE CHATELIER des tôles laminées à froid avec le temps de maintien lors du recuit .....	59
5.1.15- L'allongement des tôles laminées à froid aux différent taux de réduction .....	60
5.1.16- L'allongement des tôles laminées à froid à des différent temps de maintien lors du recuit intermédiaire .....	61
5.2- Résultats concernant la parution des cornes d'emboutissage .....	62
5.2.1- Coefficient d'anisotropie des tôles laminées à froid à différent taux de réduction .....	62
5.2.2- Coefficient d'anisotropie des tôles laminées à froid pour des différent temps de maintien .....	63
5.2.3- Coefficient d'anisotropie moyen et le coefficient de différence d'anisotropie à des différents taux de réduction .....	64
5.2.4- Coefficient d'anisotropie moyen et coefficient de différence d'anisotropie à différents temps de maintien .....	65

## CHAPITRE VI - INTERPRETATION DES RESULTATS -

6.1- Influence du taux de réduction sur les propriétés mécaniques et microstructurales .....	66
6.1.1- Influence du taux de réduction sur les propriétés mécaniques .....	66
6.1.1.1- La dureté vickers .....	66
6.1.1.2- Allongement à la rupture .....	68
6.1.1.3- La résistance à la traction .....	68
6.1.1.4- L'élasticité .....	69
6.1.1.5- Coefficient d'écroutissage .....	69
6.1.2- Influence du taux de réduction sur les propriétés microstructurales ..	70
6.1.2.1- L'influence sur la taille des grains .....	70
6.1.2.2- L'influence des précipités .....	71
6.2- Influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques et microstructurale .....	71
6.2.1- Influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques .....	71
6.2.1.1- Dureté vickers.....	71
6.2.1.2- L'allongement .....	72
6.2.1.3- Coefficient d'écroutissage .....	72
6.2.1.4- Resistance à la traction .....	73



6.2.1.5- L'élasticité .....	74
6.2.2- L'influence des traitements thermiques sur les propriétés microstructures .....	74
6.2.2.1- L'influence sur la taille des grains .....	74
6.2.2.2- L'influence sur les précipités .....	75
6.3- Corrélation entre résistance mécanique, dureté , la micro et les opérations thermiques et mécaniques .....	75
6.3.1- Corrélation entre résistance mécanique, dureté, la microstructure et les opérations mécaniques .....	75
6.3.2- Corrélation entre résistance mécanique, dureté , la microstructure et les opérations thermiques .....	75
6.4- Influence des traitements thermiques et mécaniques sur l'isotropie des propriétés mécaniques .....	75
6.4.1- Introduction .....	76
6.4.2- Influence du traitement mécanique sur l'isotropie .....	76
6.4.2.1- Influence sur l'anisotropie des propriétés mécaniques .....	76
6.4.2.2- Coefficient d'anisotropie .....	76
6.4.2.3- Coefficient d'anisotropie moyen .....	77
6.4.2.4- différence du coefficient d'anisotropie .....	77
6.4.3- Influence du traitement thermique sur l'isotropie .....	78
6.4.3.1- Influence sur l'anisotropie des propriétés mécaniques .....	78
6.4.3.2- Coefficient d'anisotropie .....	78
6.4.3.3- Coefficient d'anisotropie moyen .....	79
6.4.3.4- Différence du coefficient d'anisotropie .....	79
6.5- L'influence du traitement thermique et mécanique sur l'emboutissabilité .....	79
6.5.1- L'influence du taux de réduction sur l'emboutissabilité .....	79
6.5.1.1- L'influence des propriétés mécaniques et microstructurales acquises.....	79
6.5.1.2- Apparition et effets des bandes de cisaillement .....	80
6.5.1.3- Influence du coefficient d'anisotropie moyen .....	80
6.5.2- Influence du recuit intermédiaire sur l'emboutissabilité .....	81
6.5.2.1- Influence des propriétés mécaniques et microstructurales acquises.....	81
6.5.2.2- L'influence sur les bandes de cisaillement .....	81

6.5.2.3- L'influence du coefficient d'anisotropie moyen .....	
6.6- Comparaison entre les propriétés optimales que nous avons obtenu et les propriétés de la tôle utilisée dans l'industrie .....	82
CONCLUSION .....	84
Bibliographie .....	86

## INTRODUCTION



### 1)- Présentation du problème

On sait depuis fort longtemps que les propriétés mécaniques des matériaux des matériaux métalliques ne dépendants pas uniquement de leurs compositions chimiques mais aussi de leur histoire thermique et mécanique .

La mise en oeuvre d'un matériau métallique, ses utilisations nécessitent la connaissance de son comportement mécanique, de ses limites de formabilité. La compétition entre différents matériaux implique que chaque'un d'entre eux soit employé de façon optimale, c'est-à-dire non loin de ses limites d'utilisation.

Le laminage est un procédé de mise en forme par déformation pour l'élaboration de produits destinés à l'emboutissage.

Les soucis majeurs dans l'emboutissage des métaux non ferreux de structures cubiques restent cependant d'éviter l'apparition des cornes d'emboutissage ( opération supplémentaire d'ébarbage de l'embouti fig (1)), d'améliorer la profondeur de l'embouti limitée par la fissuration (donc améliorer l'emboutissabilité ).

On tient à signaler que les deux points cités dépendant l'un de l'autre.

Dans notre travail on a optimisé l'emboutissabilité et la hauteur des cornes d'emboutissage par une opération thermomécanique pour l'alliage d'aluminium 5083

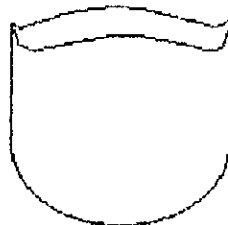


fig 1: apparition d'emboutissage

## **2- Apparition des cornes d'emboutissage**

On observe ces cornes, en général par quatre, au bord d'une coupelle après l'emboutissage de révolution d'un flan laminé et recuit :

- 4 cornes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  dans la direction laminage (Cuivre, Aluminium et Cupronickel)

- 4 cornes à  $45^\circ$  ( ou parfois à  $55^\circ$ ) dans la direction du laminage

- 6 cornes à  $0^\circ$  et  $60^\circ$  dans la direction du laminage ( exceptionnellement dans le laiton alpha )

depuis longtemps, la position et l'importance de cornes qui respectent la symétrie de la tôle par rapport à sa direction de laminage et sa direction transverse, ont été liées à la texture du flan et à l'anisotropie qu'elle entraîne (on peut caractériser cette anisotropie plane par la valeur de  $dr$ ) on a ainsi cherché à réduire les orientations, préférentielles de recristallisation, ou bien à minimiser les irrégularités du bord d'une coupelle (2) .

## **3)- Apparition de fissures avec l'emboutissage :**

La capacité de mise en forme des matériaux est souvent limitée par l'apparition de déformations plastiques hétérogène conduisant irrémédiablement au rébrit du produit.

La striction est l'un des aspects les plus connus des hétérogénéités des déformations, et de nombreuses études ont été développées sur ce thème (CONSIDERE 1885 HILL 1952 , MARSINIAK et KUCZYNSKI 1967, SUMATURE et JONAS 1984 BARATA DA ROGHA, BARLATET 1984 ) assez curieusement , la localisation de la déformation sous forme de bandes de cisaillement microscopiques ne fait l'objet de recherche que depuis peu de temps pour les alliages d'AL-Mg, il s'agit cependant d'un phénomène important que l'on rencontre dans nombreuses opérations de mise en forme ( pliage, laminage, emboutissage etc...) fig 2

L'apparition des bandes de cisaillement lors de l'emboutissage des tôles est liées directement aux opérations thermomécanique effectuer préalablement.

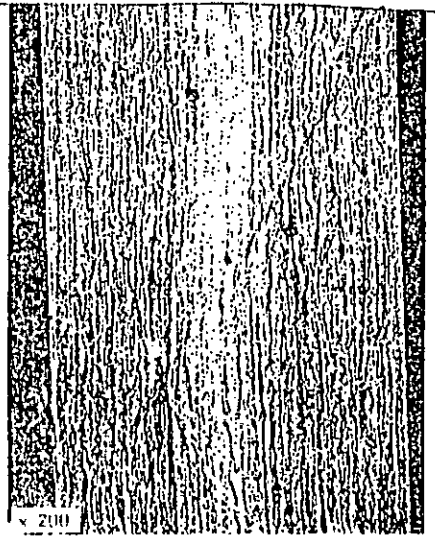


fig 2 : apparition des bandes de cisaillement pour l'alliage 5052

#### 4)- But de notre travail :

Le matériau utilisé pour le boitage, généralement le 5052, souffre de ces problèmes qui sont dus non seulement à l'opération de l'emboutissage mais aussi aux opérations thermiques, mécaniques et à la composition chimique du matériau dans notre travail nous nous sommes limités l'étude de :

- L'influence de quelques paramètres des opérations thermique et mécanique sur les propriétés mécaniques, structurales nécessaires pour la limitation de ces problèmes pour l'alliage d'Aluminium 5083 que nous avons proposé à la place du 5052.
- Trouver les conditions du traitement thermique et mécanique qui permettent d'obtenir l'état isotrope.

# CHAPITRE I



## ETUDE THEORIQUE

## 1.1- FORMABILITE DES METAUX :

Les métaux et les alliages se distinguent par leur formabilité, et se comportent donc différemment quand on les traite à chaud ou à froid la pratique a permis d'établir que la formabilité dépend :

- 1- De la composition chimique il a été établi que les métaux purs sont plus plastiques que leurs alliages.
- 2- De la température de l'échauffement, l'augmentation de la température du métal élève sa plasticité. Le métal froid peut être déformé seulement jusqu'à un certain niveau; en le dépassant on perturbe l'intégrité du métal (fissuration, rupture et défauts).
- 3- La vitesse de déformation, celle-ci influe d'une manière différente sur la plasticité du métal, si elle s'élève jusqu'à une certaine limite, la plasticité diminue, au delà de cette limite elle s'élève
- 4- De la structure du métal.
- 5- De la grosseur des grains.
- 6- La plasticité d'un métal coulé d'une structure dendritique à gros grains et inférieure à celle du métal ayant subi une déformation et qui à par conséquent une structure plus fine (7).

## 1.2- LAMINAGE A FROID :

Le cycle de fabrication des tôles s'achève par le laminage à froid, celui-ci présente des aspects différents, un aspect mécanique qui est liée à l'écoulement du métal et aux contraintes à appliquer pour réaliser la déformation plastique, un aspect technologique lié à la réalisation de la marche des laminoirs, aux problèmes de lubrification, à l'état de surface etc..., enfin un aspect métallurgique que nous avons abordé dans notre travail. Le laminage à froid est un laminage réalisé à une température ambiante ou à basse température, or avec les laminoirs modernes, très puissant la déformation du métal est réalisée à une température très supérieure à 20 °c, pouvant même parfois dépasser 100 °c aussi on considère souvent que le laminage est réalisé " à froid " lorsque le métal n'est pas volontairement chauffé cependant, une telle définition n'est pas suffisante, et pour le métallurgiste le laminage à froid est celui réalisé dans un domaine de température où il y a absence de diffusion importante des éléments, absence de recristallisation pendant et après la déformation (1) (2).

Dans le laminage à froid la géométrie de la déformation est imposée. Le métal subit un allongement dans la direction du laminage, un amincissement dans la direction perpendiculaire au plan laminage et pratiquement pas de déformation dans la direction transversale en première approximation (hypothèse de TAYLOR ), cette déformation est également celle que subit chacun des grains du métal . Les particules de secondes phase si elles existent, les inclusions et les précipités ont un comportement fragile donc ils se déforment légèrement à froid (3).

### 1.3- PARAMETRES DE LAMINAGE A FROID :

Le laminage à froid se caractérise par les paramètres suivantes :

#### 1.3.1- Taux de réduction :

$$E = \frac{\text{épaisseur initiale} - \text{épaisseur finale}}{\text{épaisseur initiale}} \cdot 100 \quad (1.3.1)$$

le taux de réduction peut atteindre 99.9 % (17)

#### 1.3.2- Taux de réduction par passe :

Le taux de réduction total qu'une tôle subie se fait en plusieurs phases. Le taux de réduction par passe se définit comme suite (17) :

$$E_p = \frac{\text{épaisseur avant la passe} - \text{épaisseur après la passe}}{\text{épaisseur avant la passe}} \quad (1.3.2)$$

Pour des raisons économiques les passes doivent être aussi importantes que possible

#### 1.3.3- Elargissement nul :

$$b_0 = b_1 \quad (1.3.3)$$

Ce qui veut dire qu'il y a une déformation seulement suivant la longueur et l'épaisseur.



### 1.3.4- Vitesse de laminage à froid :

Celle-ci varie de 100 à 1500 m/min (17)

## 1.4- PHENOMENES METALLURGIQUES LORS DU LAMINAGE A FROID :

### 1.4.1- Dislocations :

#### 1.4.1.1- Origine des dislocations :

Les dislocations apparaissent au cours de la cristallisation des métaux (lors de l'agglomération des grains et des blocs de grains), à partir de groupes de lacunes, ainsi que pendant la déformation plastique et les transformations de phases. Le modèle le plus simple de formation et du déplacement des dislocations dans le cristal est le glissement (15) (7).

#### 1.4.1.2- Propriétés essentielles des dislocations :

- a)- Les dislocations se situent de préférence dans les plans les plus denses.
- b)- L'énergie emmagasinée par une unité de longueur de dislocation est donnée par la formule (7).

$$W = (Gb^2 / 2\pi.K) . \ln(r/b_0) \quad (1.4.1)$$

$K=1$  : coef poisson

Cette formule montre que l'énergie d'une dislocation croît rapidement avec la longueur due à son vecteur de bergers, elle permet d'affirmer qu'une dislocation est d'autant plus stable que son vecteur de bergers est plus faible, et une dislocation avec un vecteur de bergers de plus grand module tendra à se dissocier.

Une dislocation vineuse aura tendance à devenir rectiligne pour diminuer son énergie, la tension de ligne est donnée par la formule (7).

$$H = E + d^2.E / 2 \quad (1.4.2)$$

- c)- Les dislocations attirent dans leurs zones les atomes étrangers.
- d)- Une ligne de dislocation ne peut s'arrêter que sur une surface, un joint intergranulaire, une limite interphasée, un précipité, une autre dislocation

ou un autre atome d'impureté.

e)- La création d'une dislocation provoque une déformation du milieu de sorte que celui-ci soit le siège de contraintes (7).

$$C_{ij} = \mu b / 2\pi.K \quad (1.4.3)$$

et celle-ci décroît avec la distance des dislocations.

f)- Le croisement de deux dislocations produit généralement un cran sur chacun d'elles, c'est à l'aide de la montée des cranes produits par croisement des dislocations que l'on explique la création des défauts ponctuels lors de l'écroutissage (7) (14).

#### 1.4.1.3- Glissement et montée des dislocations :

Le glissement est prépondérant à basse température (inférieure à la moitié de la température de fusion).

Il procède du mouvement des dislocations sur des plans cristallographiques de grande densité atomique et une dislocation se met en mouvement lorsque la contrainte résolue dans le plan et la direction de glissement atteint une valeur critique.

Dans le cas d'un cristal ne présentant aucun autre défaut cristallin que cette distorsion (ni aucune autre distorsion, ni aucune impureté) une force de friction (force de Pierls) de nature et d'intensité encore mal connues s'oppose à son mouvement dans des métaux et alliages réels, contenant de nombreux défauts, cette force s'efface devant d'autres plus importantes.

Le cisaillement dans un monocristal peut se mettre sous la forme (1).

$$\mu = \rho_m \cdot b \cdot L \quad (1.4.4)$$

ou encore 
$$\mu = N_m \cdot b \cdot A \quad (1.4.5)$$

$\rho_m$  : densité des dislocations mobiles

L : déplacement moyen des dislocations

$N_m$  : nombre de segments de dislocations mobiles par unité de volume

A : aire moyenne balayée au cours du mouvement

Ces expressions supposent un comportement identique pour l'ensemble des dislocations des monocristallé.

Dans le cas d'un polycristal, chaque cristal est le siège de cisaillement élémentaires analogues à ceux que nous venons de décrire, le passage des microcisaillements à la déformation plastique macroscopique est un problème qui a fait et qui fait encore l'objet de nombreuses recherches.

Lorsqu'au cours de son glissement une dislocation rencontre un obstacle difficilement franchissable, elle a la possibilité sous certaines conditions de quitter son plan dit " primaire " et de glisser sur un autre plan, on dit qu'il y a glissement dévié.

En dehors du glissement dévié les dislocations peuvent quitter leur plan de glissement primaire par montée, c'est le cas des dislocations coins qui sont susceptibles de quitter leur plan de glissement, cela suppose que l'on crée des lacunes ou des auto-interstitiels. Ce mécanisme demande une énergie beaucoup plus importante que le glissement dévié des parties vis des dislocations. Aussi il n'apparaît qu'à haute température ( $T \geq 0.5 T_f$ ) et pour des dislocations soumises à des contraintes situées en tête des empilements de dislocations.

A haute température le glissement et la montée contribuent au cisaillement .

#### **1.4.1.4- Multiplication et annihilation des dislocations :**

Au sein d'un cristal à l'état recuit, les lignes de dislocations sont disposées selon un réseau tridimensionnel (réseau de FRANK) avec des intersections entre dislocation constituant de véritables noeuds. La taille du réseau de Frank est de l'ordre de  $\mu\text{m}$  à l'état recuit la densité des dislocations  $\rho$  est de l'ordre de  $10^{11}$  à  $10^{12} \text{ mm}^{-2}$  selon la pureté des matériaux. Par déformation plastique on constate que la densité des dislocations augmente au sein d'un métal (de  $10^{15}$  à  $10^{16} \text{ mm}^{-2}$  dans un métal très écroui), l'un des mécanismes de création la plus connue étant celui de FRANK et READ ou un segment de dislocation entre deux noeuds du réseau de FRANK constitue une source de boucles de dislocation. La densité de dislocation est en fait le résultat de deux mécanismes opposés, multiplication et annihilation. En effet, les dislocations désignent opposer s'annihilent (1).

A basse température la quantité des dislocations éliminée est faible. A haute température ce mécanisme devient important, les dislocations coins s'annihilent par montée, les dislocations vivent par glissement dévié ESSMAN (1984) a décrit les conditions d'annihilation dans les métaux cfc.

Enfin, un chauffage après déformation plastique élimine les dislocations introduites en excès par des phénomènes de restauration et de recristallisation (1).

#### **1.4.1.5- Obstacle au mouvement de dislocations :**

Pour que la déformation plastique débute puis progresser, les dislocations ont à franchir un certain nombre d'obstacles dont le volume occupé peut être très différent (de l'ordre du volume atomique jusqu'à quelque micromètres cube).

##### **1.4.1.5.1- Les défauts ponctuels :**

Ces défauts ont le volume le plus faible de l'ordre du volume atomique, il peut s'agir de lacunes dont le rôle est peu important sur les propriétés mécaniques, et surtout des atomes du soluté qui constituent avec le métal solvant une solution solide de substitution (Cu dans Al) ou d'insertion (C dans Fe).

La résistance qu'ils offrent au mouvement des dislocations dépend fortement de la valeur qu'ils occupent par rapport à celui du site cristallographique dans lequel ils sont placés, généralement, leur influence est assez faible (sauf dans le cas de l'interaction tétragonale du carbone dans le fer) (1), (7).

Ils constituent des ancrages dits "mous" pour les dislocations d'après GUYOT (1979) et KOCKES (1985) (1).

##### **1.4.1.5.2- Les dislocations :**

Les dislocations interagissent également entre elle, selon deux types d'interaction, lesquelles restent relativement isolés :

- L'un dit dipolaire, correspond à l'interaction élastique entre les champs de contrainte des dislocations situées dans les plans de glissement parallèle.
- L'autre correspond à l'interaction entre une dislocation et les arbres de forêt .

Dans le cas comme dans l'autres les modèles de durcissement développés cherchent à rendre compte de l'effet de ces interactions en s'appuyant sur des observations au microscope électroniques. Ces interactions constituent des obstacles efficaces au mouvement des dislocations : ce sont des obstacles dits " durs " .

On admet généralement que la contribution de la déformation plastique à la limite élastique est donnée par: (1)

$$\tau_c = \alpha.G.B.(\rho)^{1/2} \quad (1.4.6)$$

$\alpha$  : coefficient constant dépendant du mécanisme considéré.

$\rho$  : densité des dislocations  $\rho \geq \rho_m$

Récemment Kuhlmann-Wilsdorf (1985) a fait un historique de la théorie de durcissement par écrouissage. Il reste que la modélisation microscopique des effets de l'écrouissage est une question qui demeure ouverte dans le du regroupement des dislocations en cellules. Une question fondamentale subsiste quels rôles jouent les parois en tant qu'obstacles au mouvement des

dislocations, cette question n'a pas encore de réponse l'étude de l'apparition et de la prise en compte de contraintes interne dans le voisinage et à l'intérieur des parois d'après MUGHABI (1983), HAMEL et al (1987) (1),(7).

#### 1.4.1.5.3- Joints de grains :

Dans les polycristaux les dislocations sont généralement bloquées par les joints de grains à forte d'ésorientation il est peu probablement deux systèmes de glissement soient exactement, en concordance de part et d'autre des joints de grains HENSEN (1985) a étudié les différents modèles qui prennent en compte l'effet des joints de grains sur ce durcissement notamment sur la limite d'élasticité des polycristaux.

Les sous joints formés par les alignements des dislocations isolées sont généralement franchis assez facilement par les dislocations d'après PRISTER (1984) (1), (12).

#### 1.4.1.5.4- Présence de précipités :

Le franchissement des précipités par les dislocations se fait par contournement ou par cisaillement de ces obstacles fig (1.1).

L'évolution schématique de la contrainte résolue à exercer sur une dislocation qui rencontre des précipités en fonction du rayon du précipité d'après GUYOT (1979).

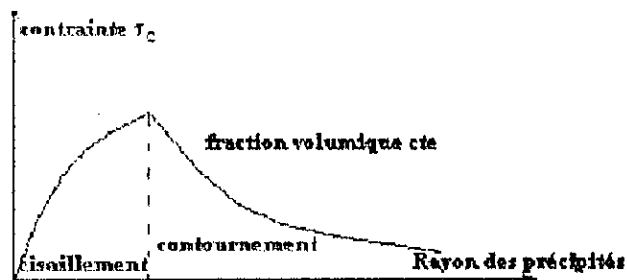


fig (1.1) Contraintes à résoudre exercées à la rencontre d'un précipité

#### Cisaillement des précipités :

Pour être cisailé, il est indispensable que les précipités soient cohérents avec la matrice. De nombreux mécanismes sont susceptibles de contrôler le cisaillement des précipités :

- 1)- Durcissement par création d'interface entre précipité et matrice.
- 2)- Par différence de l'énergie de faute d'empilement entre précipité et matrice.
- 3)- Par effet de différence de module d'élasticité.
- 4)- Par effet de cohérence (écart entre la distance des plans cristallographiques de la matrice et du précipité).
- 5)- Par création d'une paroi d'antiphase.

Pour ce dernier mécanisme, le passage de la dislocation conduit à un désordre local. Ce mode de durcissement est celui de la phase  $Ni_3Al$  (Nierte et Neubach 1985) et probablement  $Al_3Li$  (Samfort).

La contrainte de cisaillement exercée à  $0^\circ K$  est donnée par : (1)

$$\tau = (v_{pa} / b)(3 \cdot \pi v_{pa}^2 \cdot f \cdot \langle r \rangle) / 32 \cdot I \quad (1.4.7)$$

- $v_{pa}$  - Energie de la paroi d'antiphase
- $f$  - Fraction volumique des précipités
- $\langle r \rangle$  - Rayon moyen des précipités
- $I$  - Tension de ligne des dislocations

#### *Contournement des précipités :*

Les dislocations peuvent contourner l'obstacle par :

1)- Le mécanisme d'orwan en laissant une boucle dans le plan de glissement autour de chacun des précipités franchis.

2)- Le mécanisme de glissement dévié dans la matrice : lors de celui-ci le passage d'une dislocation s'accompagne alors de la création de boucles de dislocations de part et d'autre du précipité, et disposée différemment par rapport au précipité.

3)- Le mécanisme mixte.

Selon la nature vis ou coin de dislocation pour des températures élevées, la dislocation peut monter.

Dans le cas du contournement par le mécanisme d'orwan, l'accroissement de la contrainte est donné par :

$$\tau_c = 0.8 ( 2 \cdot I / b (D_s - 2 \cdot R_s) ) \quad (1.4.8)$$

$D_s$  - La distance moyenne entre les précipités

$R_s$  - Leur rayon

$e$  - Les joints de phases

$f$  - Force de frottement crée par la force de peires nabarre

$g$  - Force de frottement crée par la distorsion du coeur des dislocations

#### **1.4.2 - Fragmentation des inclusions et des précipités :**

Lorsque les précipités sont cisailés par passage de nombreuses dislocations ils se fragmentent progressivement. Ceci conduit a une perte de l'efficacité d'un tel durcissement voir relation (7).

Cet effet peut être masqué par une consolidation résultant des dislocations créées (1).

#### **1.4.3 - Affinement de grains et leur déformation :**

Une diminution de la taille de grains produit, par un effet de type hall-petch, une augmentation de la limite d'élasticité. Les grains possibles de la limite d'élasticité pour les aciers à haute résistance par exemple sont de 60 Mpa pour un grain variant de 20 à 10  $\mu$ m et de 170 Mpa lorsque l'on passe de 30 à 5  $\mu$ m. Il est nécessaire de produire des grains fins pour que les gains soient appréciables (12).

### **1.5 - Restauration et Recristallisation**

#### **1.5.1 - Introduction :**

Lorsque le métal a subi une déformation plastique, il est dit écroui, la structure a été altérée, ses propriétés physiques et mécaniques ont été modifiées il n'est plus dans un état d'équilibre mais pour restaurer les propriétés et la structure que le métal possédant avant déformation il faut généralement le réchauffer (12).

#### **1.5.2- Restauration :**

Le stade de la restauration est déclenché à des températures inférieures à  $(0.2 \text{ à } 0.3)T_F$ . Au cours de ce stade, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction de nombre de défauts atomiques, des lacunes et des dislocations essentiellement réarrangement de ceux-ci en partie.

#### **1.5.3- Recristallisation :**

La recristallisation est caractérisée par le développement de nouveaux grains aux dépens d'une matrice qui est dans un état structural moins parfait. Au cours du recuit des germes apparaissent. Ces germes ne sont visibles au microscope optique qu'à un stade assez avancé de leur développement. Ils croissent en mangeant la matrice encrouie qui les entoure et, ce faisant effectuent des formes plus au moins régulières dues à des anisotropies de leur vitesse de croissance jusqu'à ce qu'ils arrivent au contact les uns des autres. A ce moment la recristallisation proprement dite est achevée et l'on entre dans le stade appelé croissance de grains (12).



#### 1.5.4- Lois de la recristallisation :

- 1)- La recristallisation ne se produit qu'après une certaine déformation minimale, dite écrouissage critique ;
- 2)- Plus la déformation est faible, plus la température de la recristallisation est élevée;
- 3)- La température de recristallisation est d'autant plus basse que le temps de recuit est plus long;
- 4)- La taille de grains après recristallisation décroît lorsque le taux de déformation augmente;
- 5)- Plus la dimension des grains initiaux est grande plus la déformation requise pour produire la recristallisation, dans les conditions de température et de temps donnés, est élevée;
- 6)- Les nouveaux grains ne croissent pas aux dépens des grains déformés d'orientation voisine;
- 7)- A une température donnée, La vitesse de recristallisation part d'une valeur nulle, croît et passe par un minimum;
- 8)- La température de recristallisation est d'autant plus basse que la pureté du métal est plus élevée (12).

#### 1.5.5- Cinétique de la recristallisation :

Sur divers métal, cet cinétique a été déterminée par diverses méthodes expérimentales, telles que la dureté, la largeur des raies de diffraction x l'énergie interne, la force thermo-électrique et aussi la métallographie quantitative.

De toutes ces expériences ont été déduites une demi-douzaine de théories différentes, nous citons :

- 1- Celle de KRUPKOWSKI et BALICKI, estiment que la recristallisation est une réaction de premier ordre, c'est-à-dire qu'elle s'effectue en un seul stade;
- 2- L'autre suppose que la recristallisation a lieu en deux stades, le premier est une forme de restauration qu'on suppose nécessaire avant que ne puisse apparaître la recristallisation (COOK et POCHARDS) (12).

## 1.6- ECROUISSAGE

Dans certains cas, il est pratiqué comme but pour améliorer les caractéristiques structurales et physiques, et dans d'autres cas c'est une conséquence de la mise en forme.

L'écroutissement introduit dans le métal de nombreux défauts et en particulier de forte densité de dislocations (1.4.1), l'énergie interne du métal écrouti est alors supérieur à l'énergie du cristal parfait donc l'écroutissement entraîne une nouvelle orientation préférentielle de cristallites.

### 1.6.1- Paramètres influençant l'écroutissement :

L'écroutissement dépend de plusieurs paramètres :

- 1- la température de déformation.
- 2- la vitesse de déformation.
- 3- la loi de l'évolution de la déformation dans le temps.
- 4- le taux de déformation.
- 5- les propriétés physico-chimique du matériau.

### 1.6.2- Coefficient d'écroutissement :

le coefficient d'écroutissement est mesuré par l'essai de traction, et la relation de HOLLoman a été proposée pour rendre compte de la forme de courbe de traction, valable que pour les matériaux doux cette relation est :

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (6.1)$$

ou  $n$  est le coefficient d'écroutissement

donc  $n = \epsilon_s$  (à l'instabilité)

### 1.6.3- Mesure du coefficient d'écroutissement :

Il existe de nombreuses méthodes pour mesurer le coefficient d'écroutissement, certains sont basés sur le tracé de la courbe rationnelle en coordonnées logarithmiques, d'autres sur les propriétés de la loi :

$$\begin{aligned} \sigma &= K \cdot \epsilon^n \\ \text{Log} \sigma &= \text{Log} K + n \cdot \text{Log} \epsilon \end{aligned} \quad (6.2)$$

c'est-à-dire une droite de pente  $n$ .

#### 1.6.4- Effets de l'écroutissage :

D'une façon générale, l'écroutissage a pour effets :

- d'augmenter la résistance du métal à la déformation (limite d'élasticité, résistance à la rupture, dureté.....etc) au détriment des propriétés caractérisant la ductilité, l'allongement à la rupture (3).
- de modifier la texture du métal fig(1.6.1).
- de modifier la microstructure fig(1.6.2).

#### FORMATION DE LA TEXTURE DE LAMINAGE

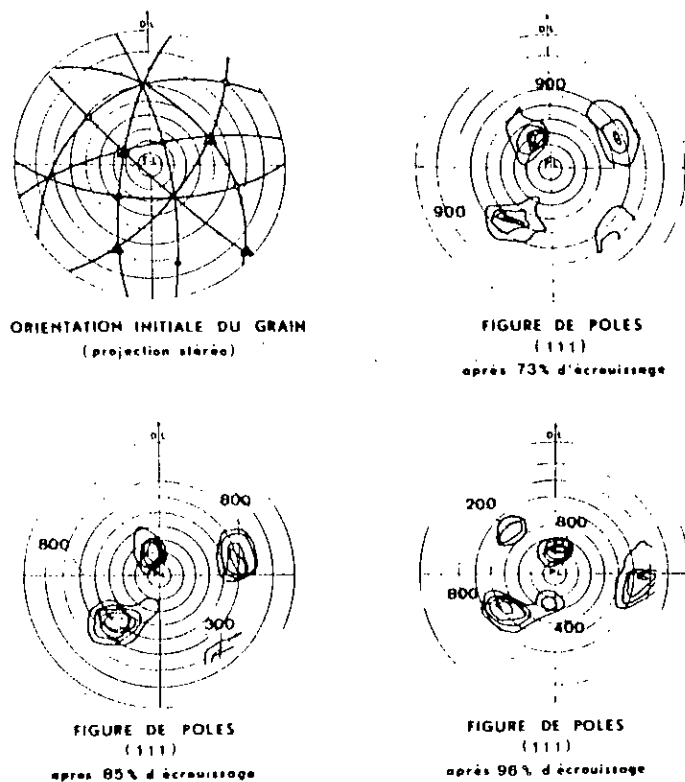


Figure (1.6.1) : Modification de la texture



Microstructure après laminage à froid  $\frac{E - e}{E} = 90\%$  : état écroui.

figure (1.6.2) : Modification de la microstructure

### 1.7- EFFETS DU RECUIT SUR LES PIÈCES LAMINÉES À FROID :

Les modifications structurales entraînées par déformation, modifient les propriétés physiques et mécaniques des métaux, mais on peut généralement restaurer les propriétés et la structure que le métal possédait avant déformation au moyen du recuit. L'agitation thermique, qui en augmentant la vitesse des phénomènes, permet en effet le retour à l'état d'équilibre et ceci s'effectue en trois processus (restauration, recristallisation, et grossissement de grains) fig (1.7.1)

#### 1.7.1- Effet sur la microstructure :

Après recuit, on s'aperçoit que :

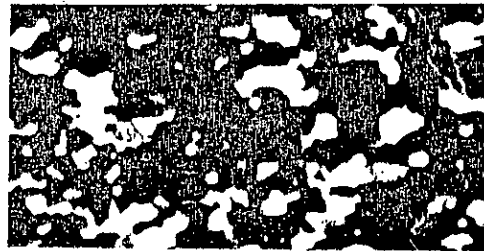
- Les anciens grains de la structure, fortement amincis et allongés, sont progressivement remplacés par des grains nouveaux de forme plus isotrope et présentent une structure beaucoup moins perturbée : lorsque l'écrouissage réalisé est suffisant (entre 2 et 5 %) " écrouissage critique ".

Le recuit fait apparaître de nouveaux cristaux, de manière homogène et dont l'orientation cristalline est très différente de l'orientation des grains déformés fig(1.7.2).

- Dans certains cas il se produit une précipitation lors du recuit (cas des métaux à durcissement structural).
- Dans d'autres cas les éléments d'additions peuvent être remis en solution lors du recuit.



Evolution de la microstructure après recristallisation à 300°C et recuit de 4 heures à 350°C.

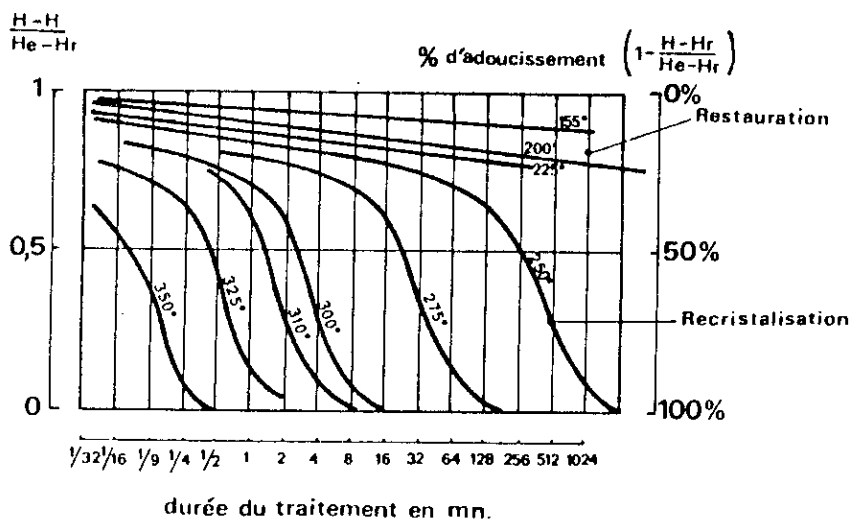


Evolution de la microstructure après recristallisation à 300°C et recuit de 1 heure à 350°C.

Figure (1.7.1) : la recristallisation et grossissement des grains

### 1.7.2- Effet du recuit sur les propriétés mécaniques :

- lorsqu'on fait subir à un alliage écroui des chauffages à différentes température pendant des temps variables , on obtient après refroidissement un alliage plus adouci fig (1.7.2).
- pour des recuits a basse température ou des recuits de courte durée de maintien , on peut observer un adoucissement partiel du métal sans qu'il y est modification de structure visible au microscope optique .



- Adoucissement d'un A-C3 par recuit isotherme : domaine correspondant à la restauration et la recristallisation.

H : dureté Rockwell après le traitement indiqué  
 Hr : dureté Rockwell dans l'état recuit complet  
 He : dureté Rockwell dans l'état écroui.

Figure (1.7.2) : L'adoucissement d'un alliage

## 1.8- ANISOTROPIE

L'anisotropie se manifeste par la variation des propriétés physique avec la variation de la direction .

### 1.8.1- Causes et origine de l'anisotropie :

- 1)- la cause prédominante de l'anisotropie est l'hétérogénéité chimique , elle est très forte lorsque la pièce est très importante ( ségrégation mineure )
- 2)- la répartition oriente des inclusions et des microfissures entraîne une anisotropie .
- 3)- les contraintes interne qui subsiste dans une pièce de métal après une déformation ou une trempe ou qui ont été développées volontairement (traitement de précontraintes ) peuvent aussi modifier les propriétés et créer une anisotropie de structure.
- 4)- La forme des grains qui n'est pas équiaxes, ainsi le nombre de joints par unité de longueur varie suivant la direction donc provoque l'anisotropie de toutes les propriétés liées aux joints de grains.
- 5)- La répartition anisotropie des défauts cristallins peut également créer une anisotropie.

### 1.8.2- Coefficient d'anisotropie :

pour mesurer l'anisotropie on utilise un coefficient qui exprime le rapport entre la déformation en largeur et la déformation en épaisseur d'une éprouvette de tôle dans une direction  $\theta$  par rapport à la direction de laminage:

$$r(\theta) = \varepsilon(w)/\varepsilon(e) \quad (8.1)$$

$$\text{avec} \quad \varepsilon(e) = \ln(e_0/e) \quad (8.1.a)$$

$$\varepsilon(w) = \ln(w_0/w) \quad (8.1.b)$$

$\varepsilon(e)$  : déformation en épaisseur

$\varepsilon(w)$  : déformation en largeur

Comme la mesure de la déformation en épaisseur est difficile on effectue plutôt la mesure de l'allongement :

$$\epsilon(l) = \ln(l / l_0) \quad (8.1.c)$$

Et on calcule la déformation en épaisseur par la différence de la déformation en longueur par rapport à la déformation en largeur puisque le volume de l'éprouvette reste constant :

$$\epsilon(e) = \epsilon(l) - \epsilon(w)$$

D'où la formule de mesure du coefficient d'anisotropie :

$$r(\theta) = \ln(w_0/w) / [\ln(l/l_0) - \ln(w_0/w)] \quad (8.2)$$

### 1.8.3- Coefficient moyen d'anisotropie $r_m(\theta)$ :

On définit la valeur moyenne du coefficient d'anisotropie en faisant intervenir plusieurs directions, la formule la plus courante est :

$$r_m(\theta) = [r(0) + 2.r(45) + r(90)] / 4 \quad (8.3)$$

### 1.8.4- Différence d'anisotropie $dr$ :

La formule la plus courante pour définir la différence du coefficient d'anisotropie est :

$$dr = [r(0) + r(90) - 2.r(45)] / 2 \quad (8.4)$$

### 1.8.5- Importance des coefficients d'anisotropie :

- Le coefficient d'anisotropie moyen caractérise l'anisotropie normale de la tôle, c'est-à-dire la résistance à l'amincissement car la valeur élevée de celui-ci signifie que la déformation en largeur l'emporte sur la déformation en épaisseur.

- Le coefficient d'anisotropie est très utile pour caractériser l'aptitude à l'emboutissage des tôles minces.

Donc ce coefficient est très utile pour ou dans l'étude de la résistance des tôles à l'emboutissage profond, et rend compte de ses performances, plus celui-ci est important plus la profondeur possible est importante .

- L'augmentation du coefficient de différence d'anisotropie est nuisible car il provoque l'augmentation de la hauteur des cornes d'emboutissage fig(1.8.1).

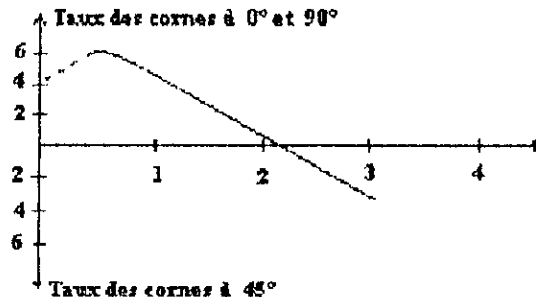


figure (1.8.1): Evolution avec la déformation généralisée du taux des cornes dans l'aluminium de pureté ordinaire laminé à froid et recuit à 350 °c

## 1.9- PHENOMENE DE PORTEVIN LE CHATELIER

Ce phénomène concerne principalement les alliages d'aluminium pour lesquels les courbes limites de solubilité sont assez basses pour que l'équilibre thermodynamique ne puisse pas être atteint au cours de refroidissement même relativement lents.

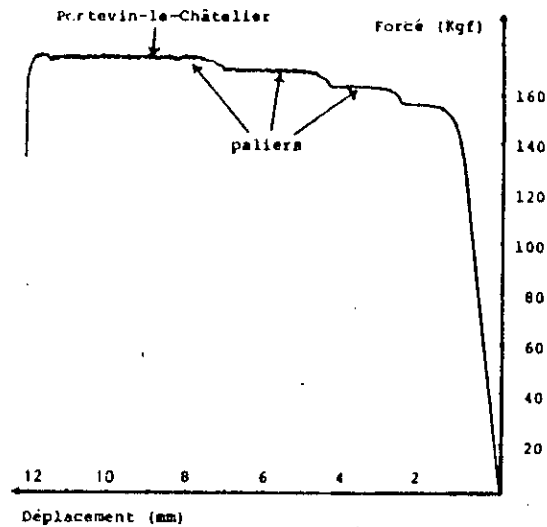
Effectuer une déformation plastique d'un réseau contenant des impuretés ou des éléments d'addition en faible proportion revient à faciliter les phénomènes de diffusion par l'intermédiaire des défauts de structure introduits par la déformation hétérogène que l'on appelle le phénomène de portevin le chatelier et qui se traduit par des décrochements ou des oscillations des courbes de traction. L'apparition de ce phénomène dépend de trois facteurs :

- 1- de la température
- 2- de la vitesse de traction
- 3- de l'aptitude à la déformation.

Et ce n'est que dans un intervalle de valeur de ces trois paramètres qu'il se développe voir figure (1.9.1).

Il est encore à signaler que ce phénomène dépend aussi du traitement subi initialement par le métal.





Variation de l'effort de traction en fonction du déplacement pour l'alliage 5052 H28 ( $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

Figure (18.1) : Apparition du phénomène de portevin le chatelier

### 1.9.1- Causes de se phénomène :

Ce phénomène serait lié à l'accumulation au voisinage des dislocations d'impuretés formant des nuages, cette répartition correspond à un état intermédiaire entre la solution solide sursaturée, qui est stable à basse température.

#### Modele de COTTRELL :

COTTRELL a déduit que les processus d'encrage des dislocations dans les solutions solides de substitution se produit lorsque la vitesse de diffusion des atomes de substitution est suffisamment accélérée par l'écroutissage.

COTTRELL a montré que les crochets apparaissent pour une vitesse de déformation à une température donnée, répondent à une équation de type ARRHENIUS :

$$\epsilon = k_1 \cdot \exp(-Q_b/RT) \quad (9.1)$$

$Q_b$  : énergie de diffusion du soluté  
 $k_1$  : facteur de fréquence  
 $R$  : constante de bolzmann

Le modèle de COTTRELL et ce qui en dérivent, ne permettent pas d'expliquer tous les résultats expérimentaux.

*Modele proposé par J. DECERF et J.C. BAUWINS 1973 :*

Dans le traitement proposé, J. DECERF et J.C.BAUWINS ont tenu compte du mécanisme d'encrage - désencrage des dislocations envisagé par còttrell pour expliquer ce phénomène dans les solutions solides, sur la base de ce mécanisme et du formalisme de REE-EYRING qui considèrent que dont le domaine d'existence du phénomène de portevin-le-chatelier, la déformation plastique est due aux déplacements des deux types de dislocations ; les dislocations libres et les dislocations ancrées par une atmosphère d'atomes de soluté.

Dans une éprouve de traction ces dislocations se déplacent à une vitesse proportionnelle à la vitesse de déformation imposée, sous une tension appropriée à chaque type de dislocation la tension  $\sigma$  mesurée sur la courbe traction selon la théorie de R.EYRING, est exprimée par la relation suivante :

$$\sigma = \alpha \cdot \sigma_{\alpha} + (1 - \alpha) \cdot \sigma_f \quad (9.3)$$

$\alpha$  : fraction de dislocations ancrées  
 $\sigma_{\alpha}$ ,  $\sigma_f$  sont des tensions requises pour mouvoir les dislocations respectivement ancrées et libres EYRING considérer la déformation plastique comme un processus activé ou les déplacements des dislocations se produisent sous l'effet des contraintes et de l'énergie thermique, il s'ensuit que les tensions  $\sigma_{\alpha}$  et  $\sigma_f$  sont données par :

$$\sigma_i = A_i ( \ln 2 \cdot C_i \epsilon + Q_i / RT ) \quad (9.4)$$

$A_i$ ,  $C_i$  sont des constantes et  $Q_i$  est l'énergie d'activation .

En accord avec le mécanisme d'encrage-désencrage des dislocations de cottrell et dans un état stationnaire d'échange entre dislocations libres et

ancrées, ils ont formulé la fraction des dislocations ancrées par la relation suivante :

$$\alpha = 1/(1 + (\varepsilon/\varepsilon_0) \cdot \exp(Q/RT)) \quad (9.5)$$

$\varepsilon_0$  C'est une constante, Q est une énergie d'activation du processus de diffusion responsable de l'encrage des dislocations.

Une étude graphique de (9.3) compte tenu de (9.4) et (9.5) montre que sous certaines conditions, l'équation (9.3) peut rendre compte de la variation inverse de la tension avec la vitesse de déformation plastique  $\dot{\varepsilon}$  ils ont noté que cette variation anormale de la tension est une condition nécessaire à l'apparition de l'instabilité de la déformation. Celle-ci se traduit par la présence de crochets sur la courbe de traction. D'autre part la relation (5) fixe les limites du domaine où deux types de dislocations participent simultanément à la déformation :

1)- Si  $\dot{\varepsilon} \ll \varepsilon_0 \exp(-Q/RT)\sigma$  se réduit à  $\sigma_\alpha$  toutes les dislocations sont ancrées.

2) - Si  $\dot{\varepsilon} \gg \varepsilon_0 \exp(-Q/RT)\sigma$  se réduit en  $\sigma_f$  toutes les dislocations sont libres.

Dans ces deux modèles les précipités n'ont pas été pris en considération.

L'apparition de ce phénomène met en évidence l'existence de bandes de cisaillement.

### **1.9.2 - Apparition des bandes de cisaillement :**

Les bandes de cisaillement sont des phénomènes très répandus dans les métaux soumis à des sollicitations variées ( traction, compression, torsion étirage, laminage ...etc ) ce vocable regroupe tout un ensemble de phénomènes conduisant à une hétérogénéité de déformation sous forme d'une bande inclinée par rapport aux axes de déformation principale. C'est ainsi que l'on peut retrouver sous le même générique des phénomènes aussi différents en apparence que :

- Les bandes de cisaillement non cristallographiques à l'échelle du grain.
- Les bandes de cisaillement très fines (quelques dizaines de micromètres).
- Les bandes de cisaillement larges (un ou plusieurs grains).
- Les bandes de cisaillement adiabatiques apparaissant sur tout l'échantillon.
- Des bandes de cisaillement en fond de fissure.

### 1.9.3- Mécanisme d'apparition des bandes de cisaillement :

La plupart des travaux réalisés jusqu'à présent ont porté sur les matériaux déformés par laminage ainsi les examens réalisés en (MET) par Morii et al en 1984 sur les monocristaux d'Aluminium et d'Aluminium à 3% de Mg ont montrés que l'apparition des bandes de cisaillement est toujours issue d'une sous-structure formée de parois de dislocations arrangées en lamelle et que ce type de sous structure dépend à la fois de la teneur en Mg et de l'orientation des monocristaux, une sursaturation de dynamique ou statique conduit à un réarrangement en cellules équiaxes au contraire ne conduit jamais à la formation de bandes; de façon plus théorique, les bandes de cisaillement se développent lorsque l'écroutissage local devient nul ou décroît :

$$d\sigma / d\varepsilon \leq 0$$

Les différents facteurs qui contribuent à la loi locale d'écroutissage sont :

- L'écroutissage intrinsèque des monocristaux résultant des variations des contraintes résolues critiques avec la déformation;
- Le durcissement (ou l'adoucissement) dû à l'augmentation de la vitesse de déformation  $\delta\varepsilon$ ;
- L'adoucissement résultant de l'échauffement adiabatique  $\delta T$ ;
- Les variations  $\delta\mu$  du facteur de Taylor lors de la déformation du polycristal;
- Les modifications  $\delta N$  du nombre de dislocations mobiles etc... l'influence et le poids de chacun de ces facteurs sont difficiles à estimer.

Dans le cas du laminage, des travaux ont été développés pour relier l'apparition des bandes de cisaillement à la variation de texture des matériaux (DILAMORE et al 1979, FEVILANO et al 1980, CANOVA et al 1984), en utilisant des modèle de TAYLOR relaxé ces auteurs parviennent à prédire les orientations observées.

## CHAPITRE II



## TRAVAUX ANTERIEURS

## TRAVAUX ANTERIEURS

### 2.1- TRAITEMENT CONVENTIONNELLE PRATIQUES SUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

L'Aluminium et ces alliages sont des métaux d'ont la production et la consommation annuelle est proche de celle d'acier.

#### 2.1.1- Structure de l'industrie d'Aluminium :

##### 2.1.1.1- Les trois stades principaux stades de production de l'Aluminium et ces alliages:

- extraction du minerai (bauxite essentiellement)
- production de l'Alumine (procédé chimique bayer)
- production de l'Aluminium (procédé électrolytiques)

##### 2.1.2- Les grand procédé de transformation de l'Aluminium et ces alliages :

###### 2.1.2.1- Fonderie :

Ce procédé très économique et plus particulièrement utilisé pour la réalisation de pièces et carter destinés à l'automobile, applications ménagère, matériel de bureau (bâti de machine), mécanique, électricité, rotor carcasse etc...

b- Laminage, formage, emboutissage chaudronage : leurs produits sont utilisés dans tous les postes de l'industrie, du bâtiment, de la consommation, des transports sans oublier l'emballage avec les feuilles minces et le bôtage.

c- Le tréfilage: permet d'obtenir parfois directement à partir d'une coulée continue des fils destinés à l'industrie électrique ou mécanique.

d- le filage ces produits sont particulièrement utilisés dans le bâtiment, l'électricité l'armement, l'aviation.

e- La forge et le matricage : leurs productions sont orientées plus directement sur le transport.

### 2.1.2.2- Principaux procédés de déformation plastique :

Ces processus de transformation du métal représentent pour l'Aluminium 65% à 70% de sa production. Ils comprennent pour le principal : le laminage et annexe, le filage, le tréfilage, la forge et le matricage.

### 2.1.2.3- Le laminage :

Ce procédé, qui est la voie principale de transformation plastique du métal, comprend trois stades principaux :

- le laminage à chaud
- le laminage à froid
- recuits

#### a)- Le laminage à chaud :

Cette étape de la déformation de ces alliages est capitale, car c'est au cours du laminage à chaud que les inclusions se déforment le plus facilement, donc le métal acquiert son anisotropie de ductilité.

Aux températures de déformation la plasticité de la matrice et surtout celle de certaines inclusions un état de contraintes globalement compréssif qui conduit à une très grande ductilité des inclusions lorsque celle-ci sont réformables, étant donnée la nature thermomécanique du laminage à chaud, l'hérédité du coryage sur la structure finale de dislocations à la température ambiante est très faible.

Les principaux effets de la déformation à chaud sur les alliages d'Aluminium sont donc la déformation des inclusions et parfois l'apparition d'un léger endommagement par décohésion ou rupture d'inclusions.

Le laminage à chaud des alliages d'Aluminium s'effectue à des températures variant de (450 °c - 500 °c) et le taux de déformation à chaud varie de (85 % à 90%) en 11 jusqu'à leurs caractéristiques sont représentées par le tab : (1).

Laminoir	Type	Dim. cylindre	Vit.	Puissance	Larg. maxi.	Ep. maxi.	Ep. mini	Débit arrosage cylindre	Possibilités	Prix Approxim
Réversible à chaud	Duo	800 x 1 600	130 m	1 600 KW	1 350	300 mm	6 mm	3 000 l/min	60-70 000 T	110 MF
Laminoir inter	quarto	450 x 1 050 x 1 500	100	1 200	1 350	18	4	2 000	an	
Réversible à chaud	quarto	860 x 1 525 x 2 840		1 x 5 000	2 700		12		250 000 T	220
Tandem 3 cages	quarto	760 x 1 525 x 2 300		3 x 5 000		50	2,5		plaques max. 10 T	250 MF
Réversible à chaud		960 x 1 800 x 4 300	200	2 x 3 375 Kw 9 000 CV	4 000		18	10 000 l/min	350 000 T	400 à
Tandem		760 x 1 650 x 3 000	400	5 x 5 000 5 x 6 800 CV	2 850	50	3	27 500 l/min	plaques max. 15 T	450 MF

Tableau 1: Exemple de laminoirs de laminage à chaud et leurs caractéristiques

b)- Le laminage à froid :

Le laminage à chaud ne permet en général pas d'obtenir directement le produit désiré par le client :

- les tolérances d'épaisseur sont trop fortes
- la lornes de bandes est imparfaite
- les faibles épaisseurs ne peuvent pas être obtenues a chaud
- les états de surfaces sont incompatibles
- Les caractéristiques métallurgiques ne sont pas susceptibles a être obtenues à chaud.

Dans ces conditions le laminage à froid qui se fait à la température ambiante est nécessaire.

La majorité (99%) de la production de laminage à froid est issue du laminage contenu en bandes les épaisseurs se répartissant entre 4 mm et 5 μ. Dans la pratique, le matériel utilisé le plus simple comporte une cage quarto réversible ou non.

Bien souvent, les productions demandés nécessitent des trains à froides deux-trois cages quarto travaillant en grandes vitesses reverssibles le tab :(2) présente les laminoirs à froid et leurs caractéristiques.

Le taux de réduction des laminages à froid atteint 99.9 %.

Le laminage à froid change d'une manière importante les propriétés de l'alliage.



Laminoir à froid	Type	Définition	Vit.	Puissance	larg. maxi.	Epais. maxi.	Ep. mini.	Débit arrosage	Production possible en T. laminées	Prix
TD 3 cages	Q	660 x 1 650 x 3 000	m/min. 600	2 x 2 600 KW p/cage	2 700	5	0,65	25 000 l/mn	300 à 350 000 T/an en ép. moyenne 12/10	150 MF
TD 3 cages	Q	550 x 1 300 x 2 040	1 000	2 x 1 650 KW p/cage	1 875	3,2	0,5	22 500 "	180 à 200 000 T/an	100 MF
Monocage	Q	660 x 1 650 x 3 000	600	2 x 2 600 KW		5	0,65	10 500 "	300 000 T/an ép. 20/10	80 MF
Monocage	Q	550 x 1 300 x 2 000	850	2 x 2 130 KW	1 850	3,5	0,4	9 000 "	70 à 80 000 T/an	60 MF
Quarto boitage	Q	450 x 1 170 x 1 500	1 000	2 x 1 250 KW	1 350	1,4	0,10	5 000 "	60 000 T/an	45 MF
Quarto papier	Q	300 x 800 x 1 600	1 500	1 000 KW	1 580	50 $\mu$	4 $\mu$	3 000 "		20 MF

Tableau 2 : Laminoirs à froid et leurs caractéristiques

Lors du laminage à froid les inclusions et les précipités se déforment difficilement donc ils se fragmentent la plus part des temps les tôles du laminage à froid sont recuites.

c)- Recuit :

Le recuit des tôles d'alliages d'aluminium déjà modifier les propriétés aquisition lors du laminage a froid .

Le recuit des tôles laminées a froid se fait a des températures qui varient de (200 °c à 300 °c) .

2.2-REVUE DE LA LITTÉRATURE :

2.2.1- Travail présenté par F. BOUTIN 1975 :

Il a présenté ce travail intitulé "Aspect métallurgique du laminage a froid". Dans ce travail il a examiné les effets du laminage a froid sur la structure, la texture et les propriétés mécaniques des alliages ( l'alliage d'Aluminium 5754, Aluminium raffiné et le Fer pur).

Il a suivi et discuter

- Les effets provoquer par l'écroutissage :
  - 1- La création des défauts dans le métal .
  - 2- Changement des orientations cristallographiques et de texture du métal et l'importance de ce changement avec l'importance de la déformation .
  - 3- L'effet des hautes déformations sur les propriétés mécaniques.

- Les effets du recuit sur le métal écroui :
  - 1-L'évolution des propriétés mécaniques de l'état écroui.
  - 2-L'évolution de la texture des microstructures et de la recristallisation de l'état écroui.

### **2.2.2- Travail présenté par PH-AUBRUN et Al 1973:**

Ils ont présenté un travail intitulé "mécanismes métallurgiques impliqués pour l'obtention des tôles d'acier doux destinées pour l'emboutissage.

Ils ont étudié les influences de la vitesse de chauffage, du taux de réduction et de la teneur en atomes d'Al pour l'acier extra doux calmé à l'Aluminium, et les mécanismes métallurgiques impliqués pour l'obtention de tôles destinées à l'emboutissage profond (recristallisation, ecrouissage) .

On conclusion ils ont trouvé que les effets qu'exercent le taux de réduction et la vitesse de chauffage peuvent être prédé par le modèle de CAHN et de LUCKE et STOVE .

### **2.2.3 - Travail présenté par TAMARA McGILL TAYLOR et Al 1990 :**

Ils ont présenté un travail dans lequel ils ont étudié les effets du laminage à froid et du recuit sur les propriétés mécaniques et microstructurales de l'alliage d'aluminium 3104 laminé à chaud dans la direction DL, DT et D45 .

Ils ont trouvé qu'un grand effet du taux de réduction et du temps de maintien inférieur à 8 H sur les propriétés mécaniques .

Pour un temps de maintien supérieur à 8 H de il ya pas de variation de la taille des grains .

## CHAPITRE III



TRAVAIL EXPERIMENTAL

## TRAVAIL EXPERIMENTAL

Le matériau étudié est un l'alliage d'Aluminium (5083) de provenance industriel.

Cet alliage a été choisi pour remplacer l'alliage (5052) qui est couramment utilisé pour le boitage.

### 3.1- PRESENTATION DE L'ALLIAGE 5052

Le tableau ci-dessous donne la composition chimique de cet alliage :

Elements chimiques	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Fe + Si
Compositions %	2.55	0.10	0.05	0.15	0.05	0.45

Tableau 3.1 : Composition chimique du 5052

La variation du coefficient d'anisotropie et de l'élasticité en fonction de l'angle de prélèvement par rapport à l'angle de laminage est donné par (6.6) (1).

L'emboutissage de la même tôle d'une profondeur allant de 20 à 5 mm avec un pas de 2 mm montre qu'avec l'augmentation de la profondeur le système de cornes d'emboutissage est plus marqué (1) et que les bandes de cisaillements apparaissent pour les profondeurs de 25 mm.

### 3.2- PRESENTATION DE L'ALLIAGE 5083

#### 3.2.1- Causes du choix de l'alliage 5083 :

L'alliage 5083 est choisi pour les causes suivantes :

- 1- L'augmentation du pourcentage de Mg provoque une légère perte en poids de l'alliage d'Al-Mg.
- 2- L'alliage 5083 est plus facile à produire dans l'industrie que le 5052.
- 3- L'importante influence de Mg sur la température de recuit.

### **3.2.2- Composition chimique du 5083 :**

Le tableau (3.2) présente la composition chimique de l'alliage d'Aluminium 5083 :

Elements	Al	Mg	Fe	Mn	Cr	Si
Compositions %	94	4.5	0.4	0.4	0.2	0.5

**Tableau 3.1 : Composition chimique du 5083**

### **3.2.3- Précipités observé :**

a- précipité gris (Fe, Mn) Si Al<sub>12</sub>

b- précipité noir Mg<sub>2</sub>Si

Le produit d'attaque utilisé est une solution à 30 % d'acide sulfurique.

## **3.3- TRAITEMENT THERMIQUE**

### **3.3.1- Eprouvettes pour traitement thermique :**

Les épreuve dont les dimensions sont de 13x77x140 préparées pour le traitement thermique proviennent d'une tôle de 13x77x1600 mm de dimensions.

### **3.3.2- Traitements thermiques réaliser sur les épreuves:**

#### **3.3.2.1- Traitements thermique d'homogénéisation :**

Toutes les épreuves prélevées ont subi le traitement thermique d'homogénéisation fig 3.2 dans un four bain de sel (mélange de nitrate et de nitrite) de 40 cm de diamètre fig2.4.

Le choix de la température et de la durée de maintien sont basés sur :

- le diagramme d'équilibre
- l'économie d'énergie lors du traitement thermique (36)

Le choix de la vitesse de refroidissement et de la vitesse de chauffage ont été fait dans le but d'avoir une meilleure homogénéité.

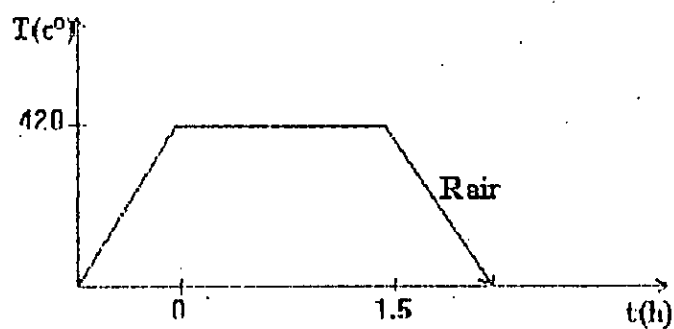


Figure 3.2 : Traitement thermique d'homogénéisation

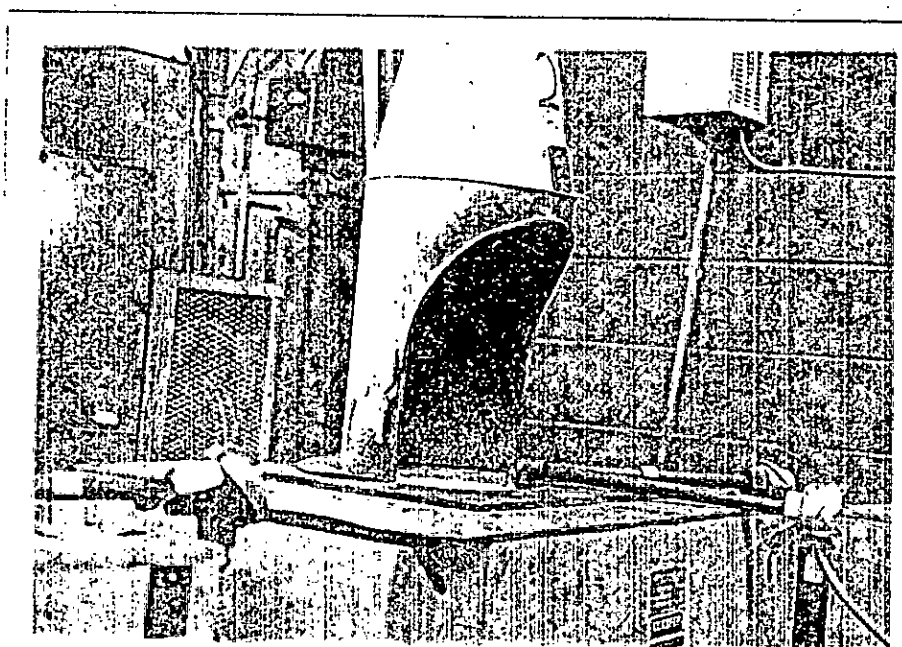
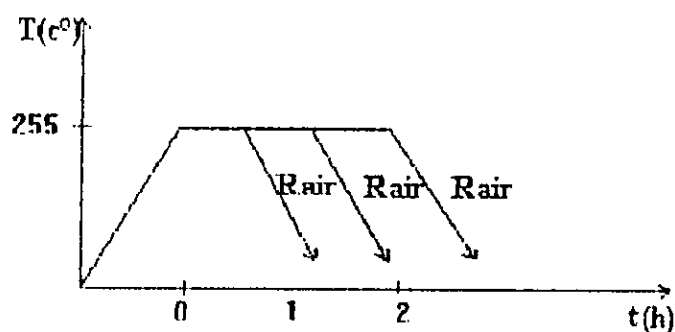


Figure 3.3 : Four à bain de sel

### 3.3.2.2- Traitement thermique intermédiaire :

le traitement thermique intermédiaire représenté par la figure 3.4 a été effectué dans le four à bain de sel.



### 3.4- LAMINAGE :

le laminage a été effectué sur un laminoir de marque STANAT, de puissance 10 HP, de diamètre des cylindres de 13.5 cm et de vitesse de laminage de 95 tours/mn fig 7, avec un taux de laminage de 0.138 mm par passe.

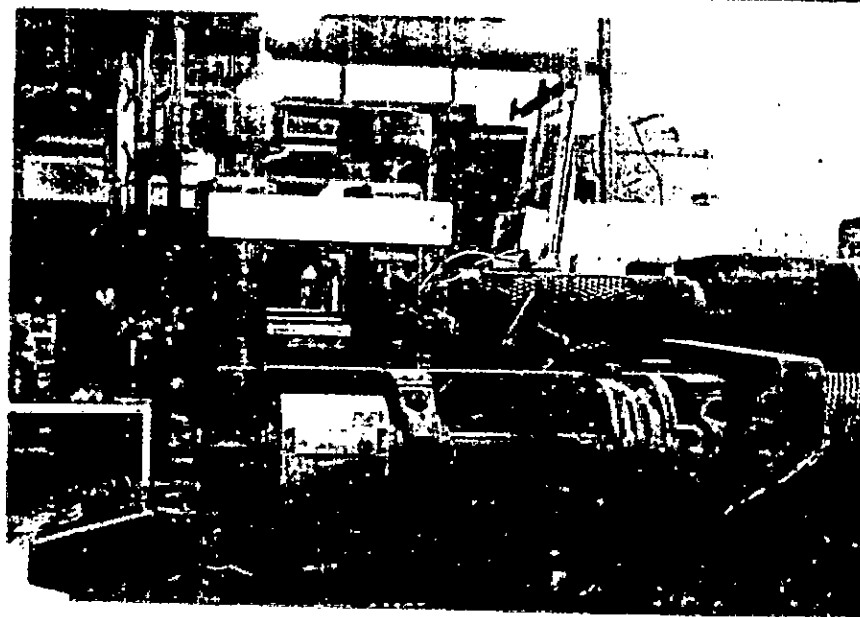


Figure 7 : Laminoir STANAT

### 3.4.1- Programmes de laminage :

Les tableaux 2 et 3 représentant les programmes de laminage effectués :

#### 3.4.1.1- Sans recuit intermédiaire :

Echantillon	1	2	3	4	8	9	10	11
Taux de reduction %	15	38	46	61.5	77	84	92.3	96.1

Tableau 3.3

#### 3.4.1.2- Avec recuit intermédiaire :

- T = 255 °c
- taux de déformation primaire = 61.5 %
- taux de déformation secondaire = 81 %

Echantillon	5	6	7
Durée de maintien en H	0.5	1	2

Tableau 3.4

A partir de ces échantillons on a prélevé :

- 1- des échantillons pour l'analyser par microscopie optique, microscopie électronique à balayage et la microdureté.
- 2- des éprouvettes pour l'essai de traction dans les trois directions (DT,DL, D45).



## CHAPITRE IV



# PRESENTATION DES METHODES ET CONDITIONS D'ANALYSE

## PRESENTATION DES METHODES ET CONDITIONS D'ANALYSE

### 4.1- ESSAIS MECANQUES

Les essais mécaniques permettent de caractériser le comportement du matériau , de prévoir son comportement cours d' utilisation .

1-l'essai de traction

2-l'essai de dureté vickers

#### 4.1-Essai de traction :

l'essai de traction consiste à appliquer a une éprouvette ,un effort de traction afin d'obtenir le diagramme de traction (effort déformation )

Dans le cas général on peut observer :

- a)- une partie linéaire correspond au domaine d'élasticité dont la pente représente le module élastique ,se termine par la limite élastique .
- b)- le domaine de déformation plastique .
- c)- un maximum correspondant à la charge maximale supporté par l'éprouvette ,appelée charge de rupture .
- d)- le domaine de la striction au cours duquel les déformations se localisent dans une zone restreinte dont la section diminue rapidement .
- e)- rupture de l'éprouvette.

#### 4.1.1- les caractéristiques de l'essai de traction nous permet de déterminer :

a- l'allongement permanent après rupture :

$$A\% = ((L_u - L_o) / L_o) . 100$$

b- le coefficient de striction :

$$Z = ((S_o - S_u) / S_u) . 100$$

c- l'allongement de striction :

$$Z_{11} = (S_o - S_u) / S_u$$

d- la limite élastique conventionnelle :

Elle correspond à la charge rapportée à l'unité de section initiale pour laquelle l'éprouvette présente un allongement non proportionnel de valeur donnée, en général 0.2 % .

e- résistance à la traction :

La résistance à la traction ( R ), qui est la charge maximale supportée par l'éprouvette rapportée à l'unité de section initiale  $S_0$ , cette charge déclenche le phénomène qui conduit à la striction.

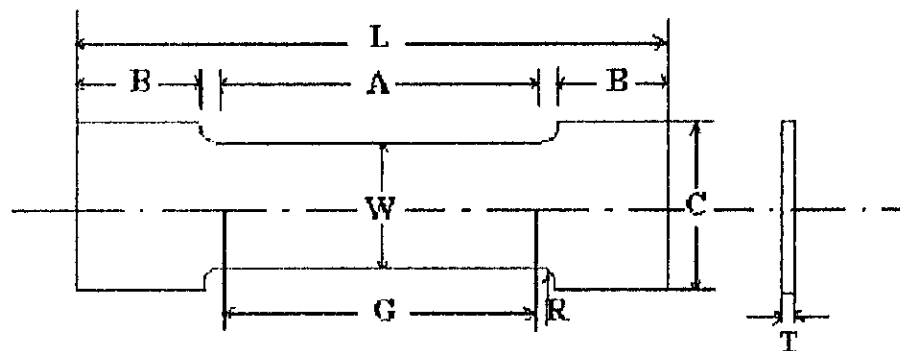
#### 4.1.2- Prélevement et usinage des éprouvette pour traction :

on a prélevé deux éprouvettes de traction pour les échantillons de ( 5 à 10 )

selon la norme ( ASTM ) E 8 fig (4-1) suivant :

- la direction de laminage DL
- la direction 45°
- la direction transversale DT

le découpage et l'usinage ont été effectués respectivement par une guilotine et par paquet de six plaques sur une fraiseuse universelle.



$$\begin{aligned} B &= 20 \text{ mm} & A &= 32 \text{ mm} & G &= 25 \text{ mm} & L &= 76 \text{ mm} \\ C &= 21 \text{ mm} & R &= 6 \text{ mm} & T &= 1 \text{ mm} & W &= 14.14 \text{ mm} \end{aligned}$$

Figure 4.1 Eprouvette de traction selon la norme ASTM E8

#### 4.1.3- Machine de traction :

Les essais de traction ont été effectués sur une machine de traction fig (4.2) INSTRON G-51-11 dans ce type de machine l'éprouvette de traction est maintenue serrée à ses

#### 4.1.4- Mesure de la charge :

La charge qui s'exerce sur l'éprouvette en cours d'essai de traction est mesurée par l'intermédiaire d'une cellule INSTRON GR d'une capacité maximale de 20.000 lb insérée dans la partie fixe supérieure du bâti.

Des jauges de contraintes électriques dans la cellule produisent des signaux correspondants aux variations de la charge appliquée.

Les signaux ainsi reçus sont amplifiés, puis rectifiés au D.C et transmis à un enregistreur " leeds and northrup " qui les convertit en un placement de la plume de cet enregistreur.

Avant chaque essai, des commandes de dérage nous avons permis de compenser le poids initial des mâchoires et autres fixations.

Nous disposons de larges gammes de sensibilité puisqu'il est possible d'avoir un déplacement complet de la plume de l'enregistreur pour des charges allant de 0 à 20.000 lb par simple rotation d'un commutateur.

#### 4.1.5- Mesure de l'allongement :

Le mouvement de la traverse mobile de la machine est commandé avec précision par un système d'entraînement synchrone qui donne à l'échantillon une vitesse constante de déformation indépendante de la charge.

D'autre part, le papier dont le déroulement est une mesure de l'allongement peut être entraîné soit par un moteur synchrone, soit par un système X-Y donc il est possible de mesurer l'allongement de l'éprouvette de deux manières différentes :

- 1)- avec un système X-Y, le papier enregistre directement un signal provenant de l'extensomètre (modèle INSTRON G-51-11) fixé sur la partie utile de l'éprouvette.
- 2)- a l'aide du déplacement de la traverse mobile liée au moteur synchrone le système X-Y consiste en un servo-amplificateur linéaire qui mesure directement le changement de distance entre les repères, donc l'allongement unitaire.

Dans nos essais on a utilisé la seconde manière et on a mesuré la distance entre les repères avant et après la traction à l'aide d'un pied à coulisse électronique d'une précision de 10  $\mu$ .

#### **4.1.6- Mesure de la contraction en largeur et en épaisseur :**

Pour la contraction en largeur et en épaisseur, on a pris les mesures par le pied à coulisse avant et après la traction.

#### **4.2- ESSAI DE DURETE VICKERS :**

L'essai de dureté vickers consiste à enfoncer une pyramide de diamant à 4 faces à 136 ° en appliquant des charges entre (5 et 1000) gf pendant une durée de (10 à 30) s, le temps pour que toute la déformation plastique est achevée.

La mesure des deux diagonales de l'empreinte et de la charge employées servent à repère la dureté vickers sur la table.

Le choix de la charge sera fait de façon à convenir pour l'alliage.

#### **4.2.1- Prélèvement des éprouvettes pour la dureté vickers :**

A partir des échantillons (1 à 11), de l'échantillon après recuit d'homogénéisation et des échantillons après recuit intermédiaire on a prélevé des éprouvettes pour l'essai de dureté vickers.

#### **4.2.2- Machines de dureté vickers :**

La machine de dureté vickers utilisée est de marque LECO M 400 FT fig (4.3).

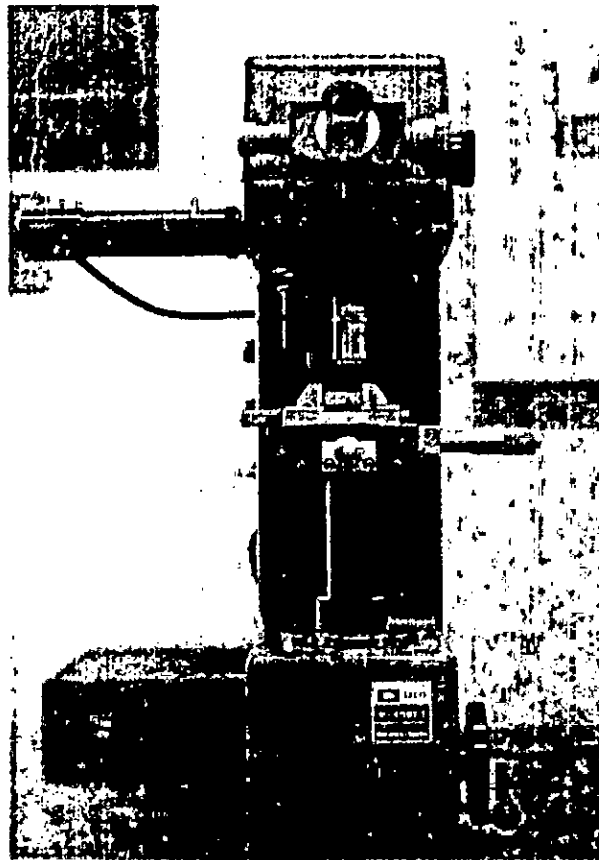


Figure 4.3 : La machine de dureté vickers LECO M 400 FT

L'essai de dureté est effectué pendant 15 s et la charge utilisée est de 10 gf.

#### 4.3- EXAMEN MICROSCOPIQUE :

##### 4.3.1- Observation de la granulométrie :

##### 4.3.1.1- Microscopie optique :

Lorsque de notre recherche on a utilisé le microscope optique représenté par la figure (4.4).

- Le grossissement utilisé est  $G = 200$ .

#### 4.3.1.2- Le polissage :

Le polissage a été effectué sur les polisseuses présentés par la figure (4.5)

#### 4.3.1.3- La finition :

Pour la finition on a utilisé :

- la pate de diamant 6 u .
- la pate de diamant 1 u.
- la silica coloidale.

#### 4.3.1.4- L'attaque :

On a effectué une attaque electrolytique a une température ambiante dans une solution de  $\text{BrF}_4\text{Cl}$ .

#### 4.3.2- Observation des précipités :

Pour l'observation des précipités on a utilisé le microscope électronique à balayage présenté par la figure (4.6).

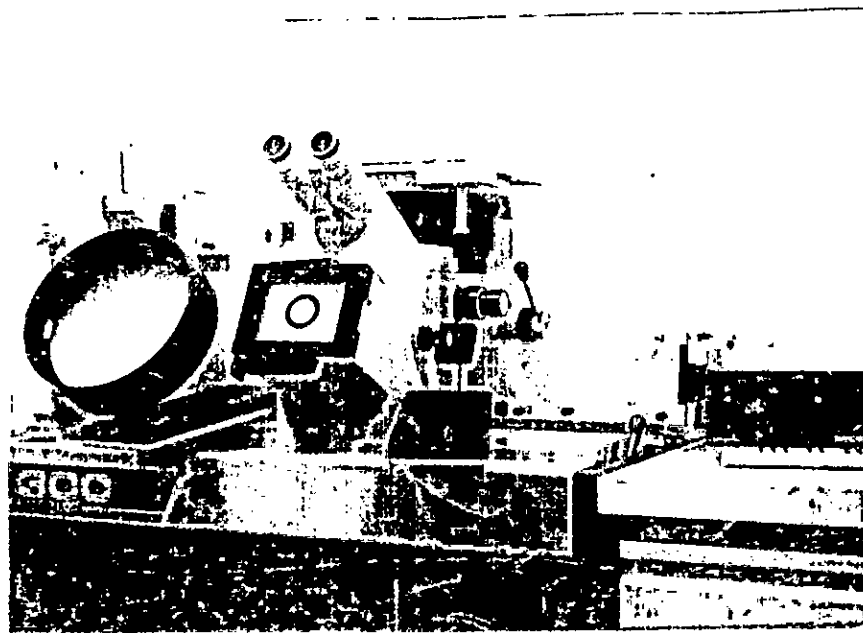


Figure 4.4 : Microscope optique

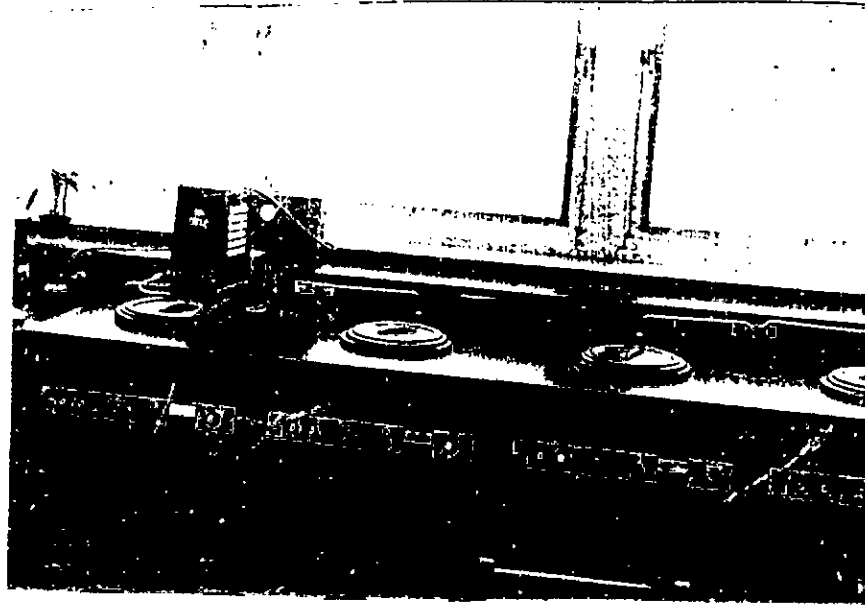


Figure 4.5 : Polisseuse

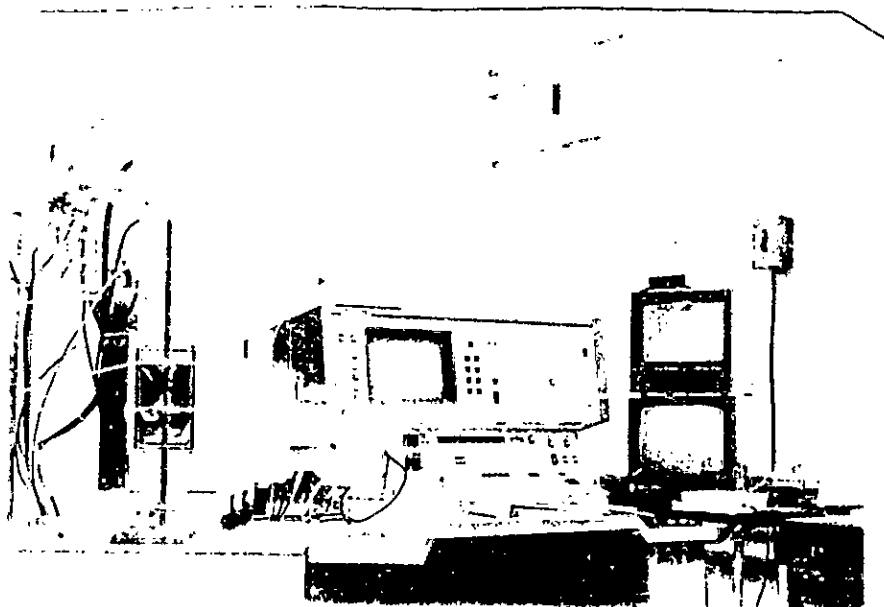


Figure 4.6 : Microscope électronique a balayage



# CHAPITRE V



## RESULTATS EXPERIMENTAUX

## RESULTATS EXPERIMENTAUX

Les résultats expérimentaux qui ressortent de l'étude de l'influence des opérations thermodynamiques sur la profondeur d'emboutissage et sur l'apparition des cornes d'emboutissage de l'alliage d'Aluminium 5083 seront présentés en deux parties :

- dans la première partie on trouvera les résultats concernant la profondeur d'emboutissage.
- dans la seconde partie on trouvera les résultats concernant l'apparition des cornes d'emboutissage.

### 5.1- RESULTATS CONCERNANT LA PROFONDEUR D'EMBOUITISSAGE

On tient à signaler que la série d'expérience sur l'alliage d'Aluminium 5083 a été effectuée suivant la technique expérimentale décrite antérieurement.

#### 5.1.1- Résistance à la traction des tôles laminées à froid à différents taux de réduction sans recuit intermédiaire :

La figure 5.1.1 montre la variation de la résistance à la traction à des différents taux de réduction dans les directions (DT, DN, D45) :

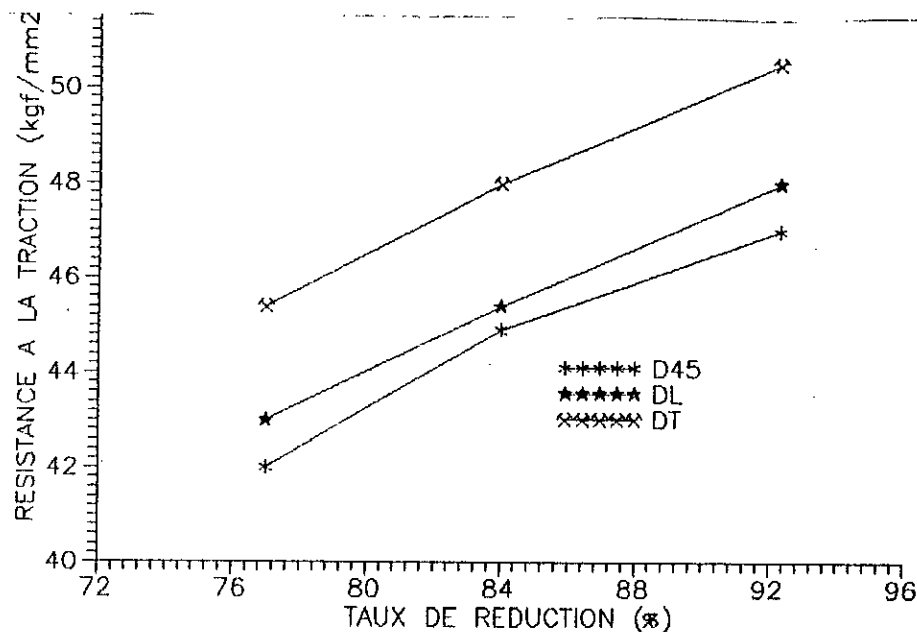


Figure 5.1.1: Variation résistance à la traction en fonction du taux de réduction dans les directions (DT, DL, d45)

**5.1.2- Résistance à la traction des tôles laminées à froid à différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire :**

La figure 5.1.2 montre la variation de la résistance en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire dans les directions (DT, DL, D45):

- Le taux de réduction primaire est de 61%
- Le taux de réduction secondaire est de 80%

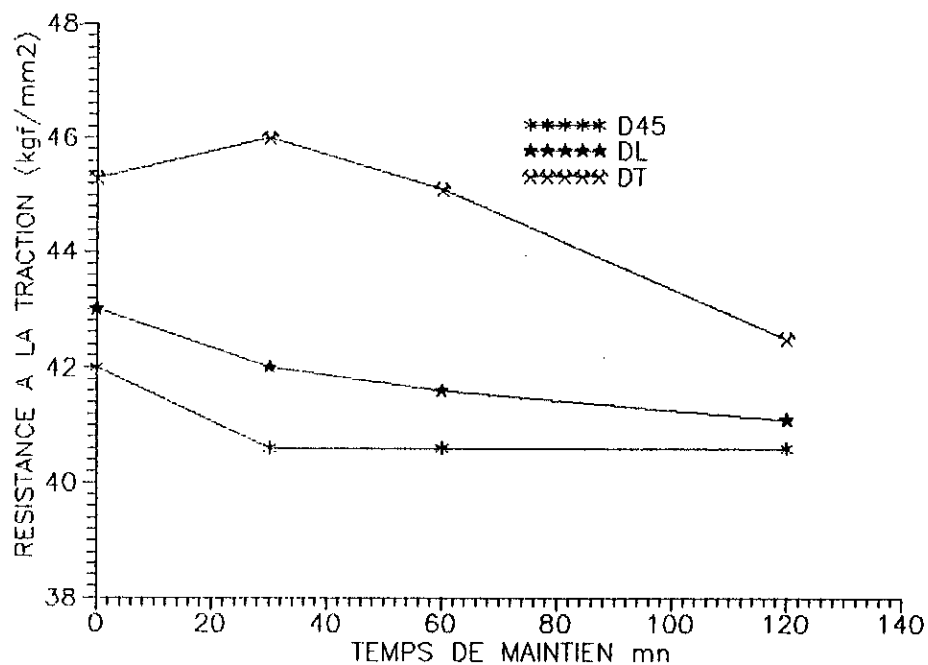


Figure 5.1.2: Variation de la résistance à la traction en fonction du temps de recuit intermédiaire dans les directions (DT, DL, D45)

### 5.1.3- L'élasticité des tôles laminées à froid sans recuit intermédiaire:

La figure 5.1.3 montre la variation de l'élasticité en fonction du taux de réductions (DT, DL, D45)

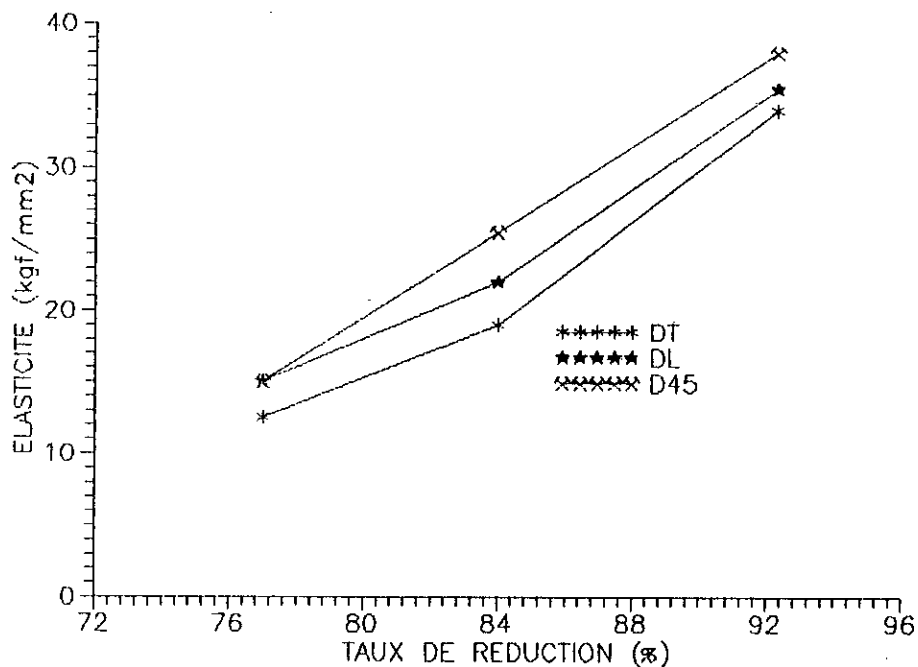


Figure 5.1.3: Variation de l'élasticité en fonction du taux de réduction dans les directions (DT, DL,D45)

### 5.1.4- L'élasticité des tôles laminées à froid à des différent temps de maintien lors du recuit intermédiaire:

La figure 5.1.4 montre la variation de l'élasticité en fonction du temps de recuit intermédiaire dans les directions (DL,DT,D45) :

- Le taux de réduction primaire est de 61%
- Le taux de réduction secondaire est de 80%

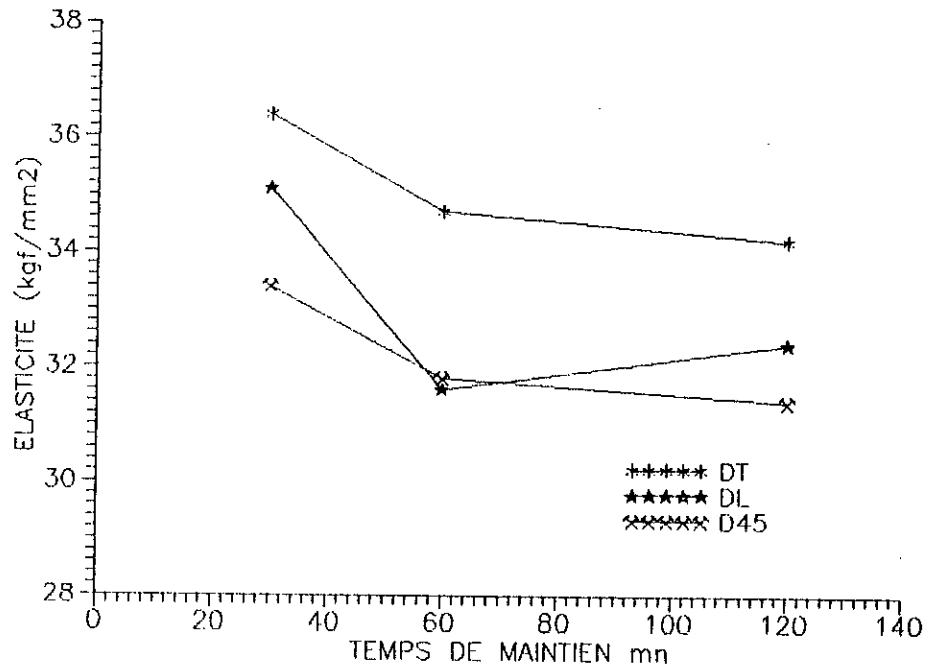


Figure 5.1.4: Variation de l'élasticité en fonction du temps de maintien lors recuit intermédiaire dans les directions (DT, DL, D45)

**5.1.5- Le coefficient d'écroissage des tôles laminées à froid à différents taux de réductions:**

La figure 5.1.5 montre la variation du coefficient d'écroissage en fonction du taux de réduction sans recuit intermédiaire :

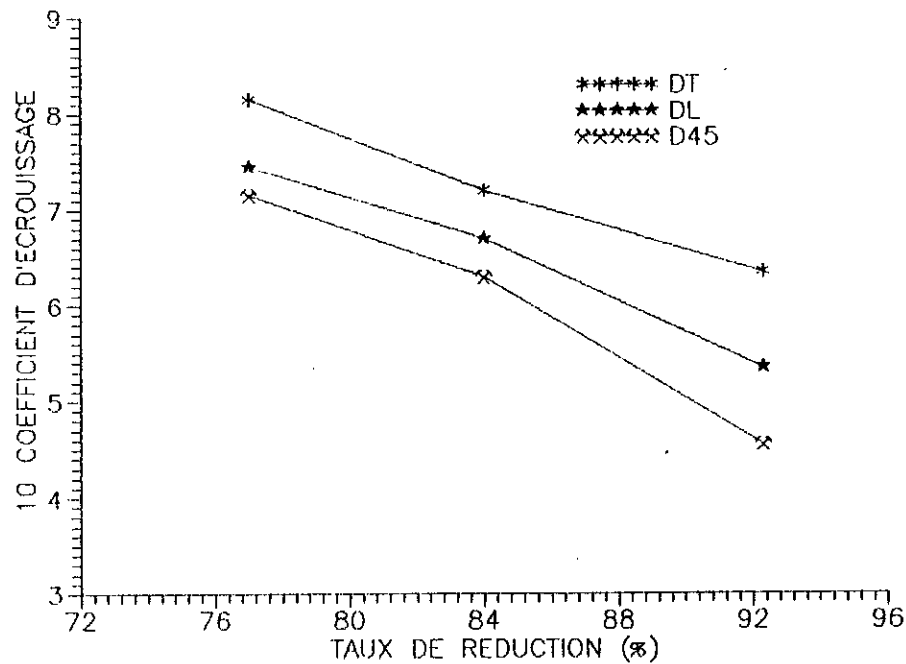


Figure 5.1.5: Variation du coefficient d'écrouissage en fonction du taux de réduction dans les directions (DT,DL,D45)

**5.1.6- Le coefficient d'écrouissage des tôles laminées à froid à différents temps de recuit intermédiaire:**

La figure 5.1.6 montre la variation du coefficient d'écrouissage en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire dans les directions (DT,DL,D45) :

- Taux de réduction primaire est de 61%
- Taux de réduction secondaire est de 80%

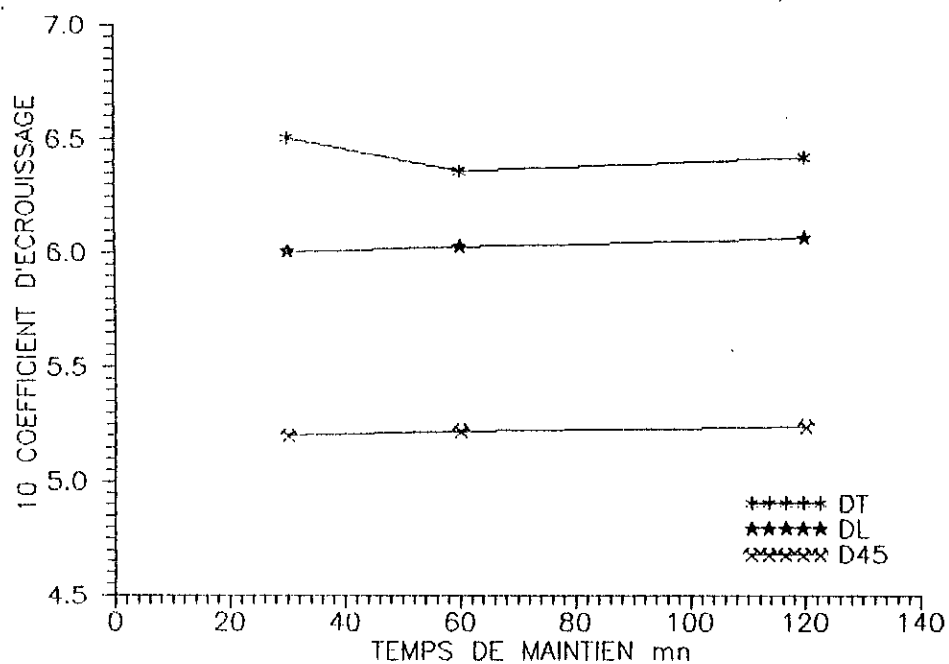


Figure 5.1.6: Variation du coefficient d'écroissage en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire dans les directions (DT,DL,D45)

### 5.1.7- La microdureté des tôles laminées à différents taux de réduction :

La figure 5.1.7 et le tableau 5.1.1 montre la variation de la dureté vickers en fonction du taux de réduction, cette courbe peut se diviser en deux régions distinctes :

- région du taux de réduction allant de 0 à 77%
- région du taux de réduction allant de 77 à 92%

DH/H <sub>0</sub> %	0	15	30	46	61.5	77	84.6	92.3	96
HV(gf)	77.5	88.5	94.9	101.9	112.3	122.3	133.6	146.6	159

Tableau 5.1.1 : Variation de la dureté vickers en fonction du taux de réduction

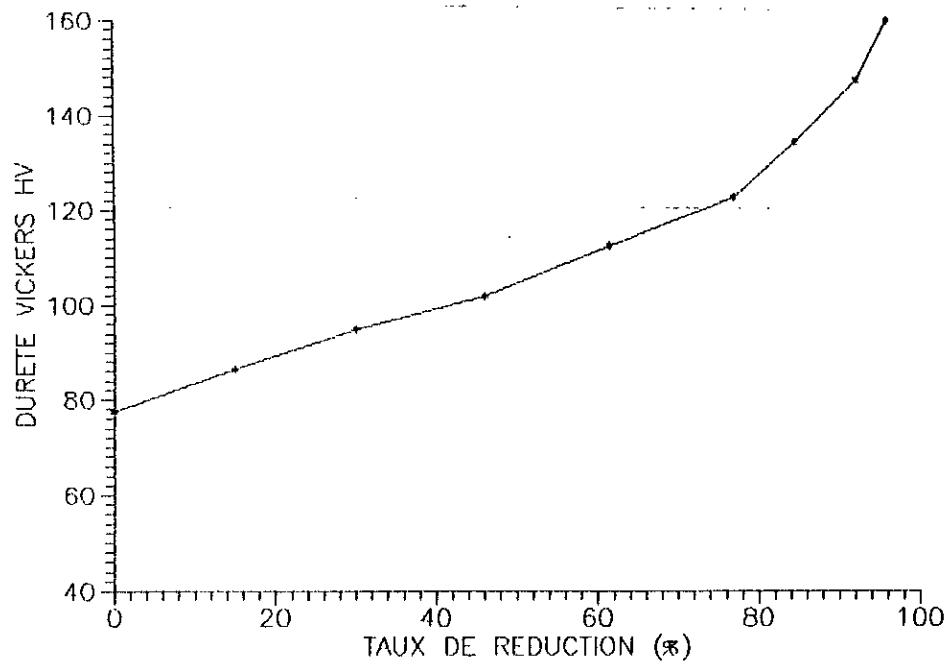


Figure 5.1.7: Variation de la dureté vickers en fonction du taux de réduction

#### 5.1.8- La microdureté des tôles laminées à froid à des différents temps de recuit :

La figure 5.1.8 et le tableau 5.1.2 montre la variation de la dureté vickers en fonction du temps maintien lors du recuit, la courbe présentée par la figure 5.1.8 peut se diviser en deux régions distinctes : taux de réduction primaire 61 %.

- région du temps de maintien allant de 0 60 mn
- région du temps de maintien allant de 60 120 mn



t (min)	0	30	60	120
HV(gf)	146.6	90.2	78.8	77.9

Tableau 5.1.1 : Variation de la dureté vickers en fonction du taux de temps de maintien lors du recuit

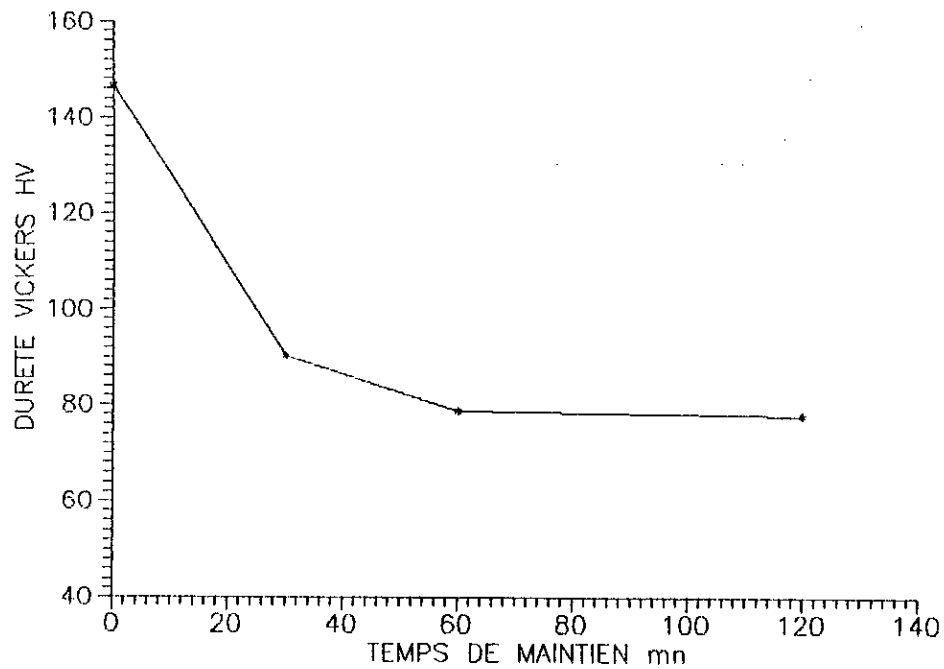


Figure 5.1.8 : Variation de la dureté vickers en fonction du temps de maintien lors du recuit

**5.1.9- La microdureté des tôles laminées à froid à des différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire :**

La figure 5.1.9 et le tableau 5.1.3 montre la variation de la dureté vickers en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire :

- le taux de réduction primaire est de 61 %
- le taux de réduction secondaire est de 80 %

t (mn)	30	60	120
HV(gf)	150	128.0	113.6

Tableau 5.1.1 :Variation de la dureté vickers en fonction du taux de temps de maintien lors du recuit intermédiaire

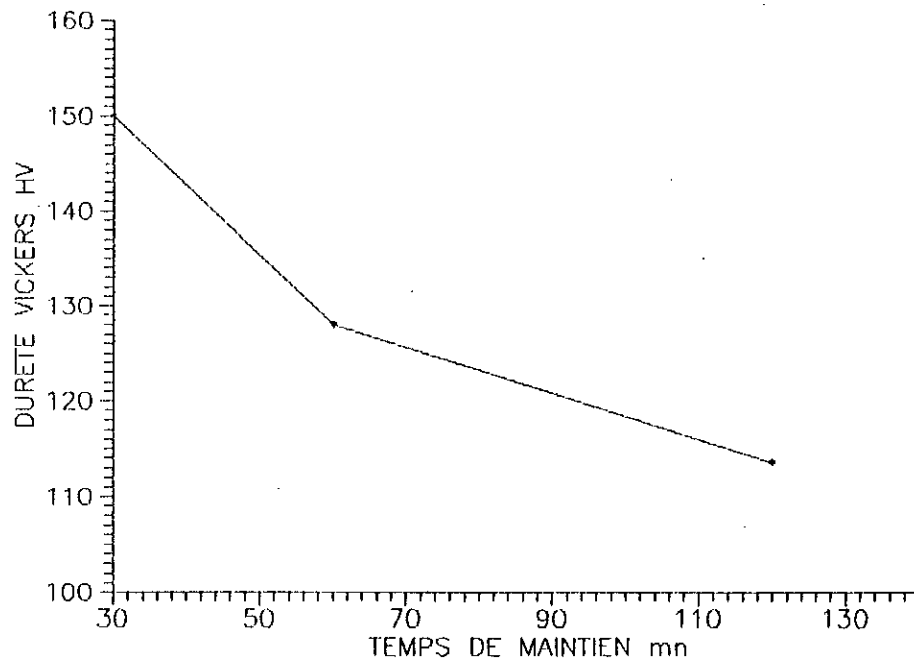


Figure 5.1.9: Variation de dureté vickers en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire

**5.1.10- La taille des grains des tôles laminées à froid à différents taux de réduction :**

La figure 5.1.10.a montre la variation de la taille des grains en fonction du taux de réduction la courbe représentée par la figure 5.1.10.a se divise en trois régions distinctes.

La figure 5.1.10.b montre l'évolution de la microstructure en fonction du taux de déformation.

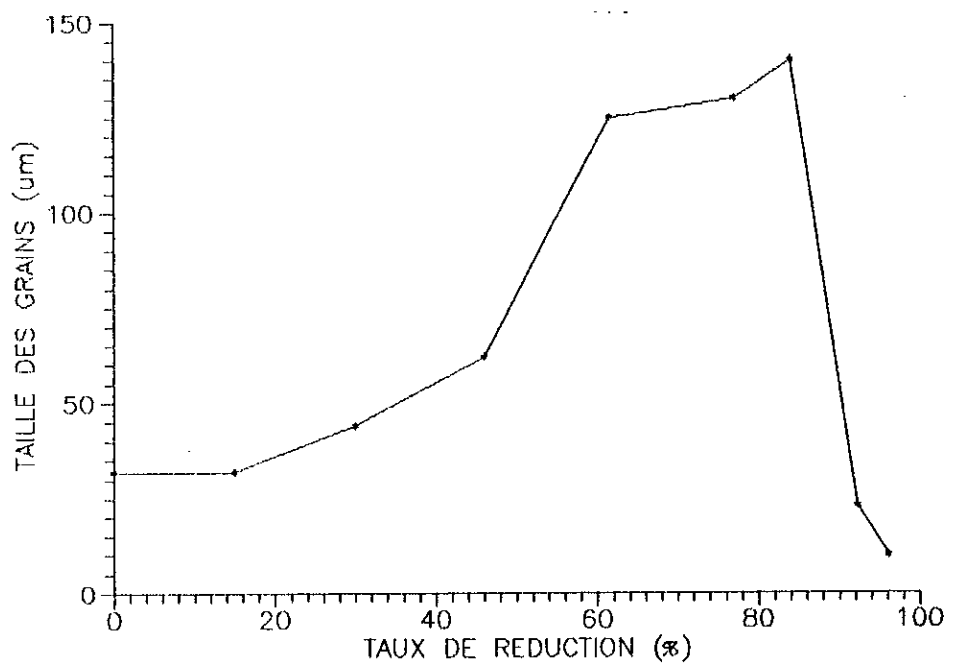
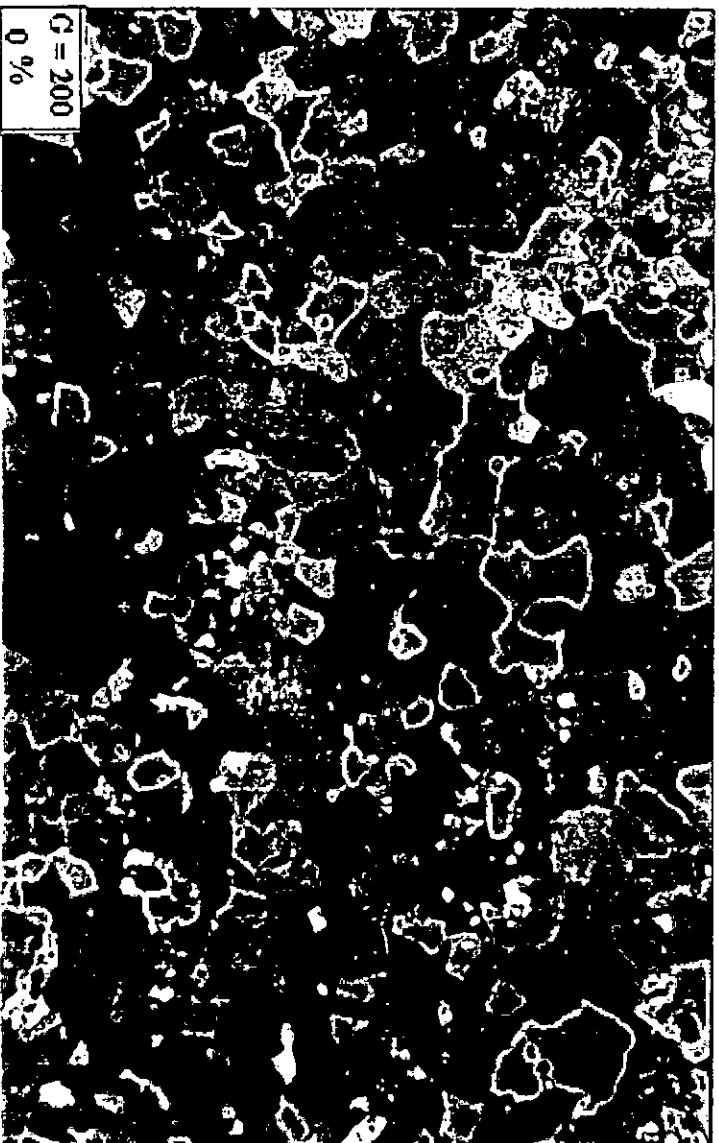


Figure 5.1.10.a : Variation de la taille des grains en fonction du taux de déformation par laminage à froid

DT



G = 200  
0 %



G = 200  
15 %

DL

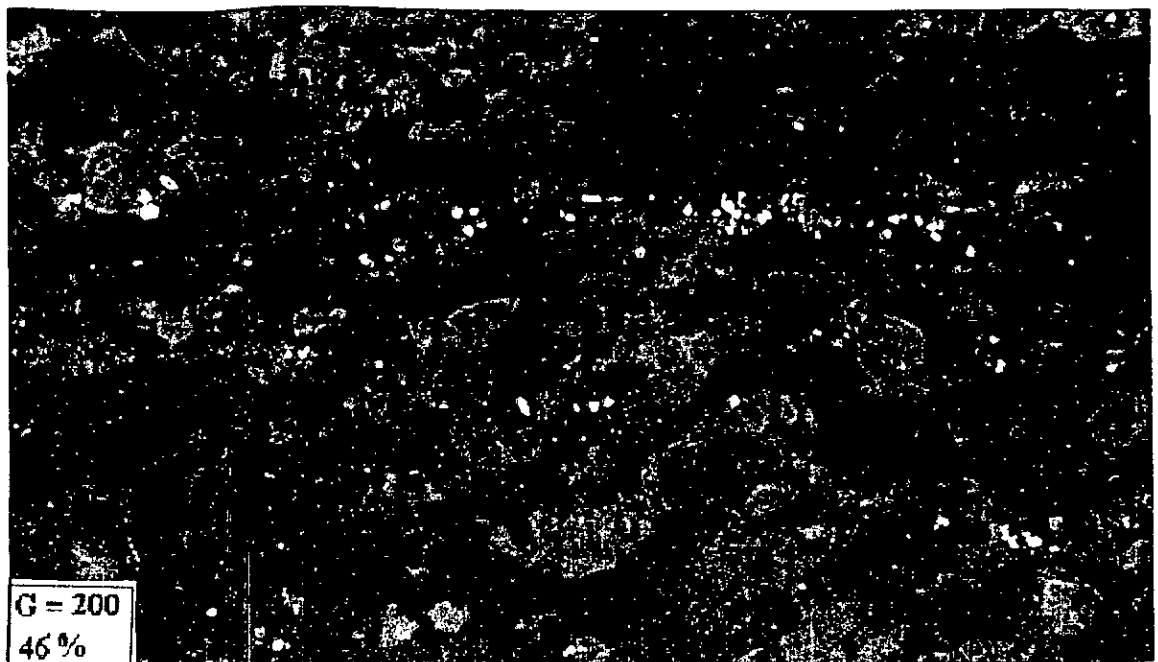
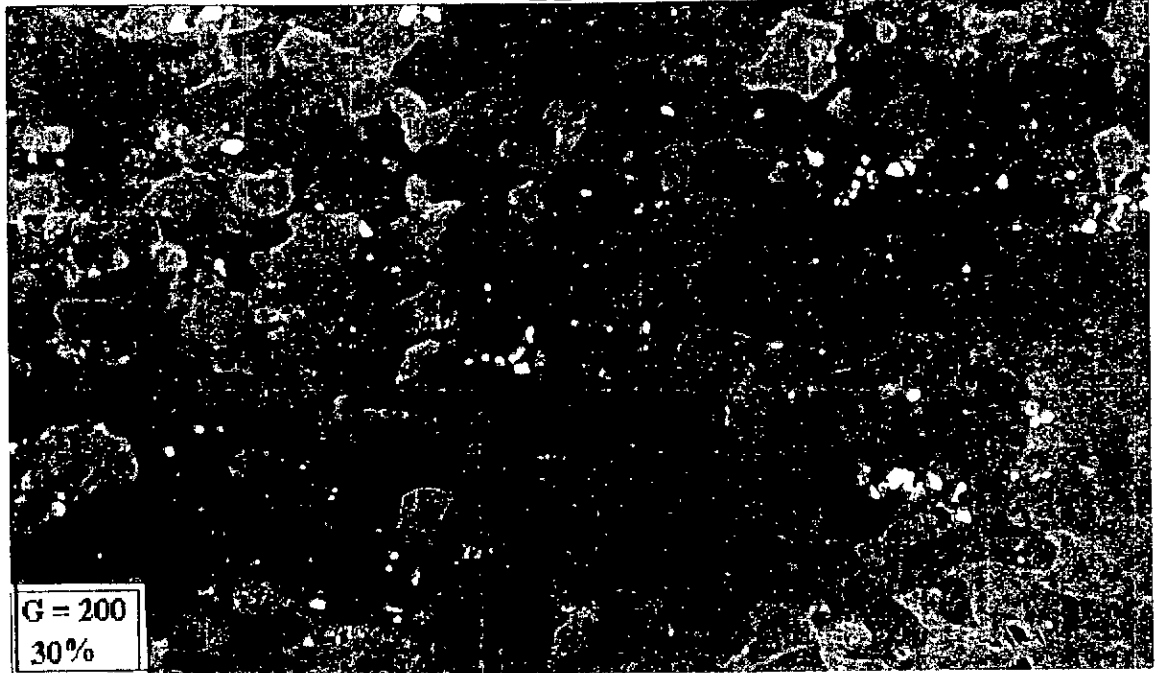


Figure 5.1.10.b : L'évolution de la microstructure avec le taux de réduction par laminage à froid

**5.1.11- La taille des grains des tôles laminées à froid**  
**à des différents temps maintien lors du recuit :**

La figure 5.1.11.a montre la variation de la taille des grains en fonction des temps de maintien lors du recuit, la figure 5.1.11.a peut se diviser en trois régions distinctes.

La figure 5.1.11.b montre l'évolution de la microstructure avec le temps de maintien lors du recuit.

- le taux de réduction est de 61 %

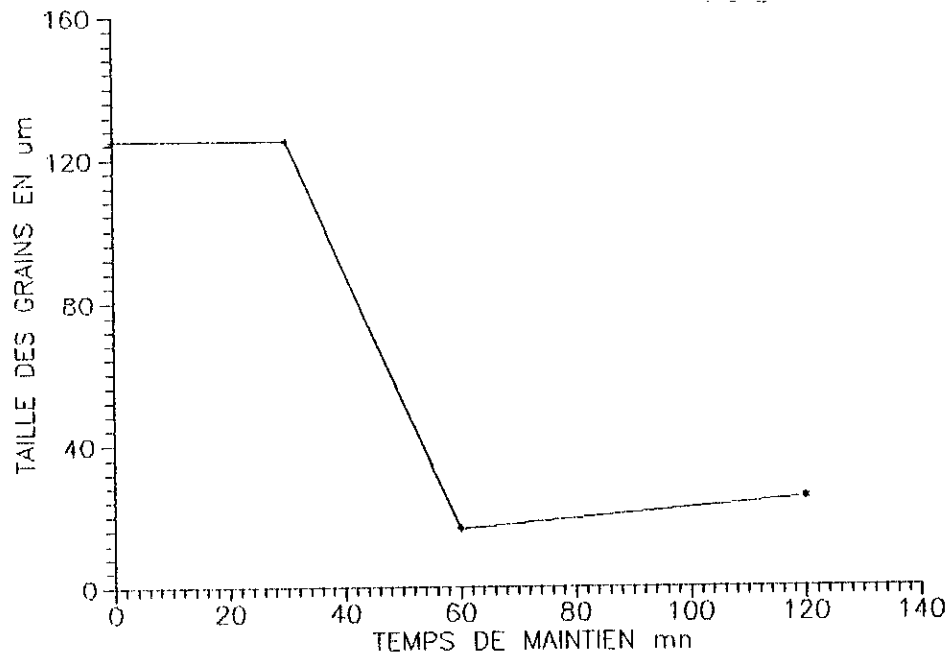


Figure 5.1.11.a : Variation de la taille des grains en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire



Figure 5.1.11.b : Microstructure en fonction du temps de maintien lors du recuit

**5.1.12- L'évolution des précipités avec le taux de réduction :**

La figure 5.1.12 montre l'évolution des précipités en fonction du taux de réduction.

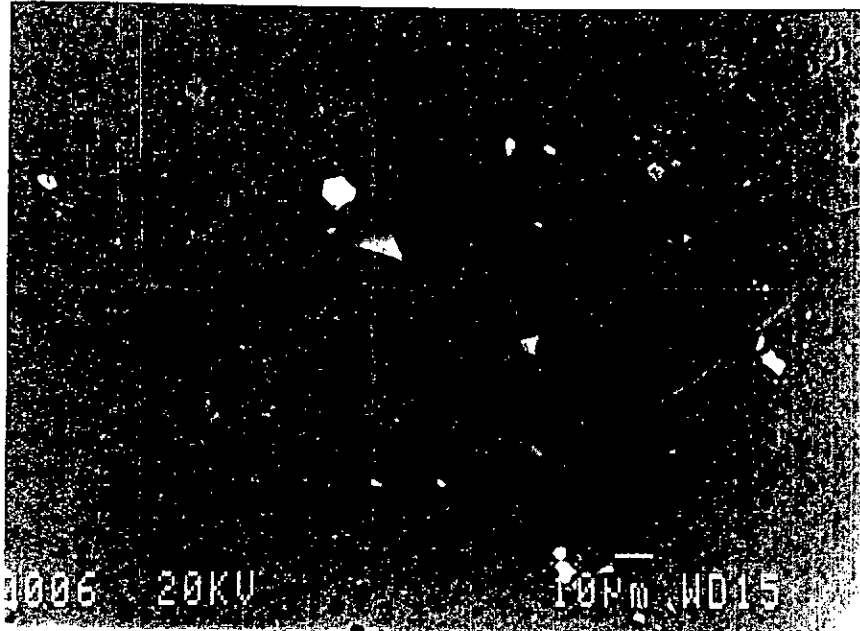


Figure 5.1.12 : L'évolution des précipités en fonction du taux de réduction

**5.1.13- L'évolution du phénomène de portevin le chatelier des laminées à froid à différents taux de réduction :**

La figure 5.1.13 montre la variation de la longueur du palier représentant le phénomène de portevin le chatelier sur la traction à des différents taux de réduction dans les directions (DT, DL, D45).



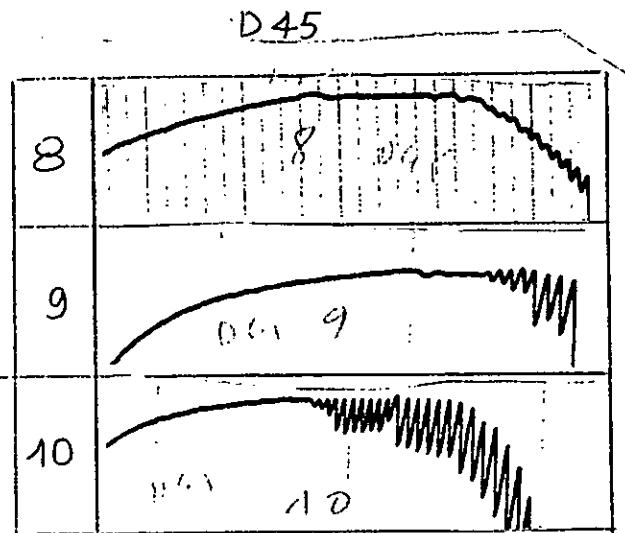
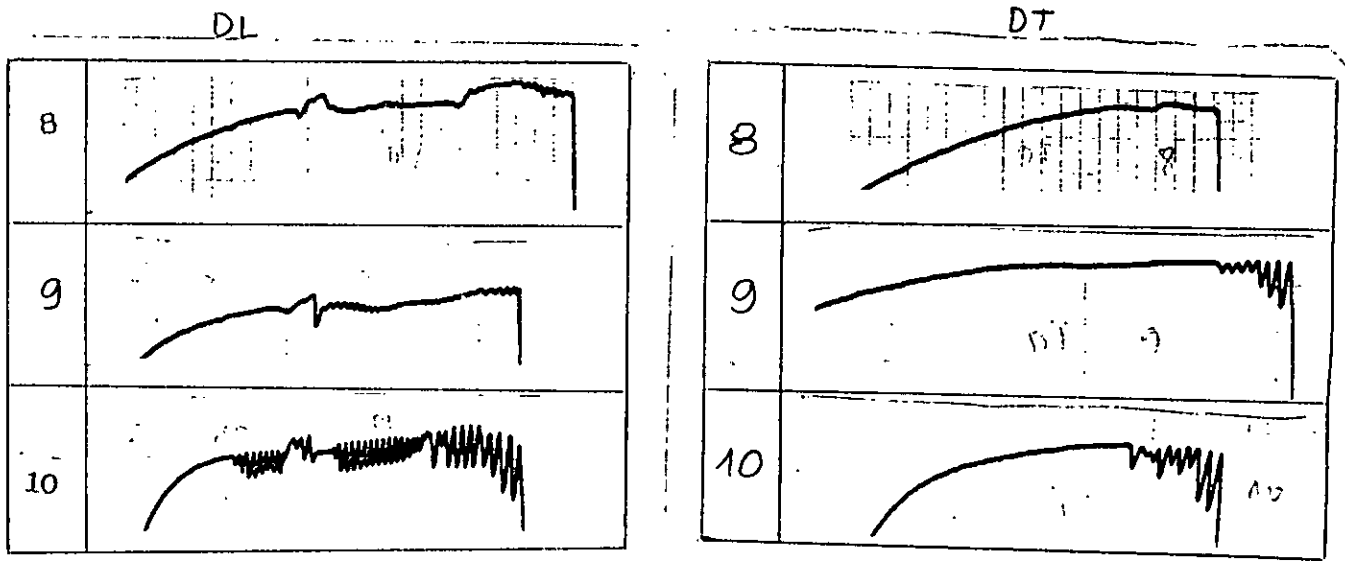


Figure 5.1.13 : La variation de la longueur du palier du phénomène de portevin le chatelier en fonction du taux de réduction

**5.1.14- L'évolution du phénomène de portevin le chatelier des tôles laminées à froid avec le temps de maintien lors du recuit :**

La figure 5.1.14 montre la variation de la longueur du palier représentant le phénomène de portevin le chatelier sur la courbe de traction à différents temps de maintien lors du recuit.

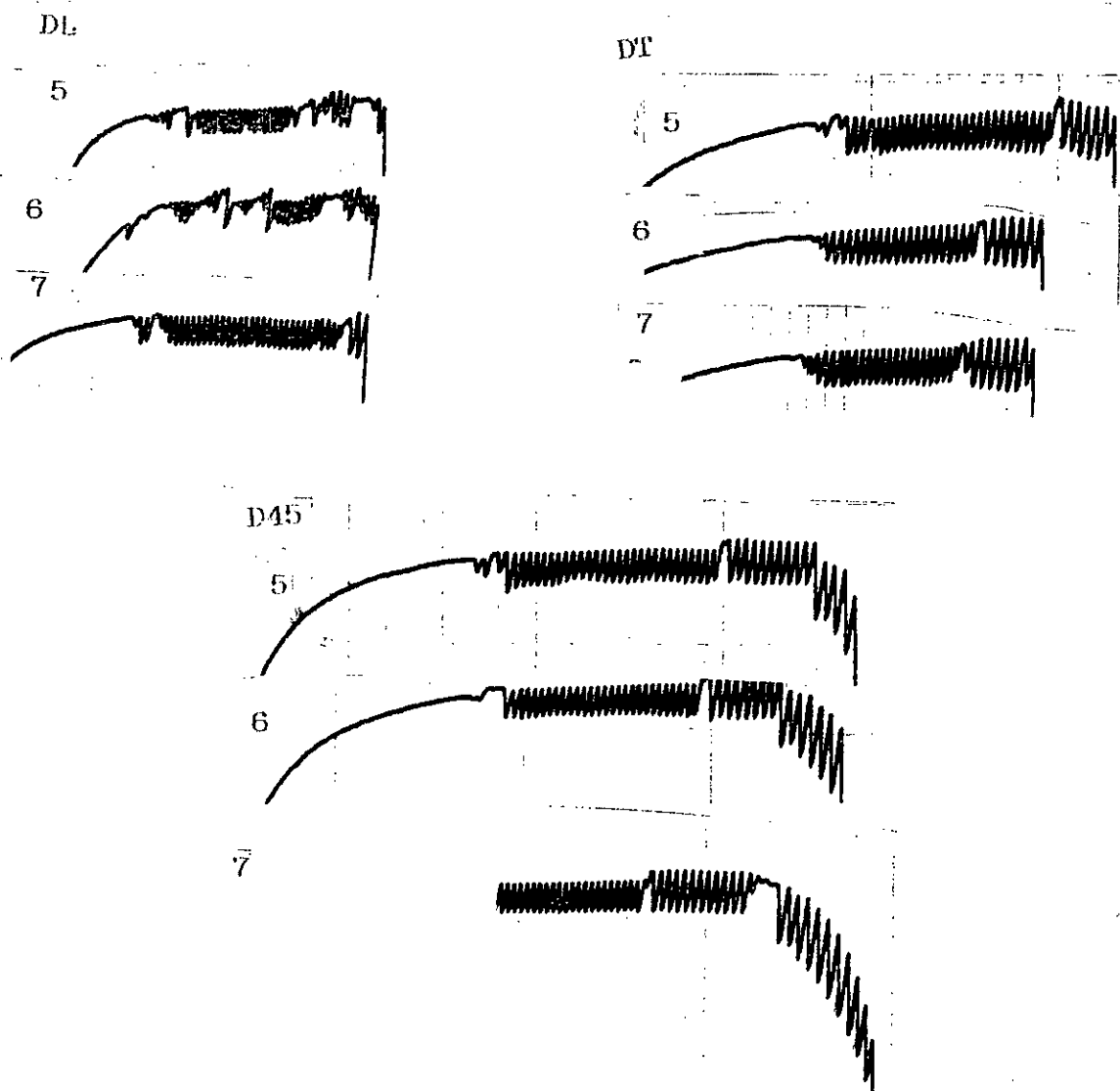


Figure 5.1.14 : Variation de la longueur du palier du phénomène de portevin le chatelier en fonction du temps de maintien lors du recuit

**5.1.15- L'allongement des tôles laminées à froid aux différents taux de réduction :**

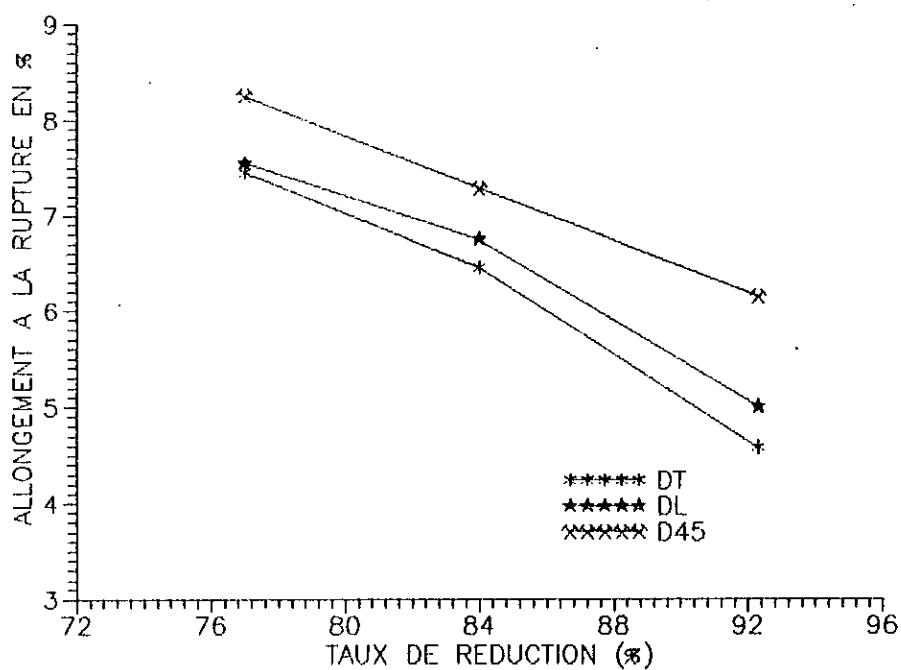


Figure 5.1.15 : Variation de l'allongement en fonction du taux de réduction dans les directions (DT, DL, D45)

**5.1.16- L'allongement des tôles laminées à froid à des différents temps de maintien lors du recuit intermédiaire :**

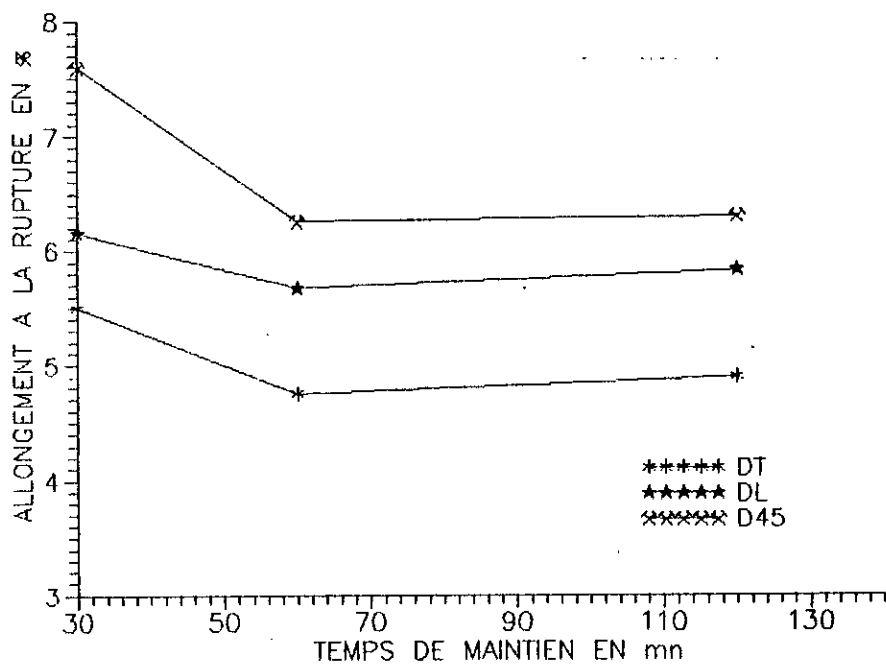


Figure 5.1.16 : variation de l'allongement en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire dans les directions (DT, DL, D45)

## 5.2- RESULTATS CONCERNANT LA PARUTION DES CORNES D'EMBOUITISSAGES :

Le résultat présenté ci-dessus en 5.1 entre :

- 5.1.1 et 5.1.6
- 5.1.10 et 5.1.11
- 5.1.13 et 5.1.14

mettent en évidence l'existence de l'anisotropie des propriétés mécaniques.

### 5.2.1- Le coefficient d'anisotropie des tôles laminées à froid à différents taux de réduction :

Le tableau 5.2.1 et la figure 5.2.1 montre la variation du coefficient d'anisotropie en fonction du taux de réduction à froid dans les directions (DT, DL, D45) :

DH/H <sub>0</sub> % direction r	77	84.6	92.3
DT	0.280	0.390	0.290
DL	0.147	0.220	0.279
D45	0.226	0.298	0.217

Tableau 5. 2.1 : Variation du coefficient d'anisotropie en fonction du taux de réduction à froid dans les directions (DT, DL, D45)

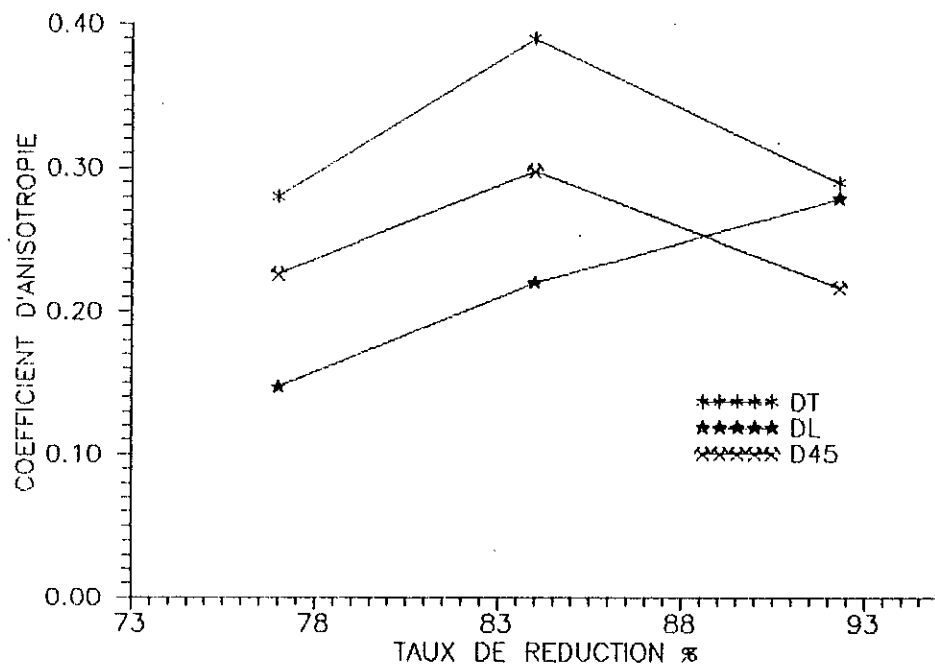


Figure 5.2.1 : Variation du coefficient d'anisotropie en fonction du taux de réduction à froid dans les directions (DT, DL, D45)

### 5.2.2- Coefficient d'anisotropie des tôles laminées à froid pour des différents temps de maintien :

Le tableau 5.2.2 et la figure 5.2.2 montre la variation du coefficient d'anisotropie en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire dans les directions (DT, DL, D45) :

t(mm) direction r	30	60	120
DT	0.340	0.388	0.390
DL	0.209	0.250	0.277
D45	0.345	0.365	0.382

Tableau 5.2.1 : Variation du coefficient d'anisotropie en fonction du temps de maintien lors du recuit dans les directions (DT, DL, D45)

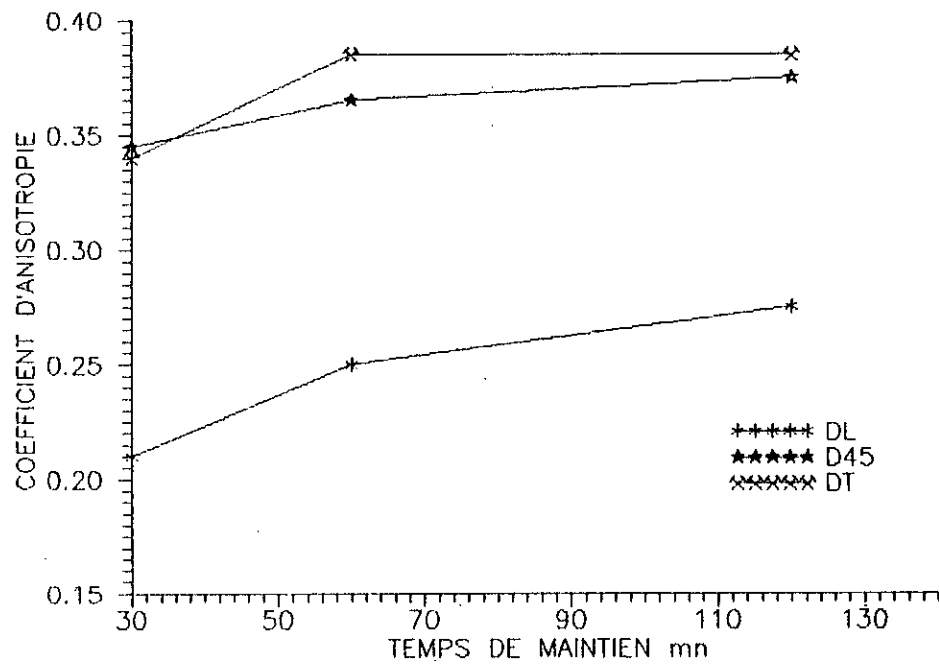


Figure 5.2.2 : Variation du coefficient d'anisotropie en fonction du temps de maintien lors du recuit dans les directions (DT, DL, D45)

**5.2.3- Coefficient d'anisotropie moyen et le coefficient de différence d'anisotropie à des différents taux de réduction :**

Le tableau 5.2.3 montre la variation du coefficient d'anisotropie moyen et le coefficient de différence d'anisotropie à des différents taux de réduction :

DH/H <sub>0</sub> %	77	84.6	92.3
$r_m$	0.227	0.252	0.251
$d_r$	-0.0125	0.007	0.067

Tableau 5.2.3 : Variation du coefficient d'anisotropie moyen et du coefficient de différence d'anisotropie en fonction du taux de réduction

**5.2.4- Coefficient d'anisotropie moyen et coefficient de différence d'anisotropie à différents temps de maintien :**

Le tableau 5.2.4 montre la variation du coefficient d'anisotropie moyen et le coefficient de différence d'anisotropie en fonction du temps de maintien lors du recuit intermédiaire :

t (min)	30	60	120
$F_m$	0.310	0.340	0.359
dr	-0.0705	-0.046	-0.0485

**Tableau 5.2.4 : Variation du coefficient d'anisotropie moyen et du coefficient de différence d'anisotropie en fonction du temps de maintien lors du recuit**



## CHAPITRE VI



# INTERPRETATION DES RESULTATS

## INTERPRETATION DES RESULTATS

### 6.1- INFLUENCE DU TAUX DE REDUCTION SUR LES PROPRIETES MECANIQUE ET MICROSTRUCTURALE :

#### 6.1.1- Influence du taux de réduction sur les propriétés mécaniques :

##### 6.1.1.1- La dureté vickers :

La dureté vickers augmente d'une façon linéaire en fonction du taux de réduction dans le domaine de faibles réduction allant de (0 à 62) %.

La dureté vickers augmente fortement pour un taux de réduction allant de 62 à 84 %.

A partir du taux de 85 % il y a une très forte augmentation de dureté vickers.

Pour un taux de réduction de 92 % la dureté vickers atteint le double de la valeur de l'état initial fig (5.1.7).

Cette augmentation est due :

##### 1- Dans le stade des faibles réductions :

A l'augmentation du nombres de défauts (pocuels et linéaire)

##### 2- Dans le stade des fortes réductions :

- d'une part à la multiplication des défauts qui constituent des obstacles au déplacement des dislocations.

- à la recristallisation qui provoque une fine granulométrie donc augmentation de la longueur des joint de grains qui jouent un rôle d'obstacles au déplacement des défauts cités au dessus.

- et d'autre part à la fragmentation et la dispersion des précipités qui jouent le rôle d'obstacles au déplacement des dislocations fig (6.1) .

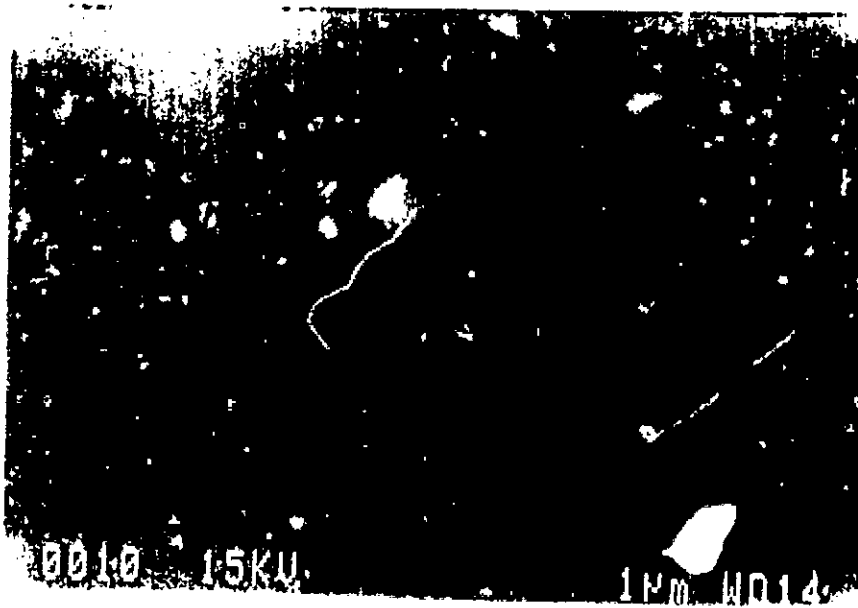
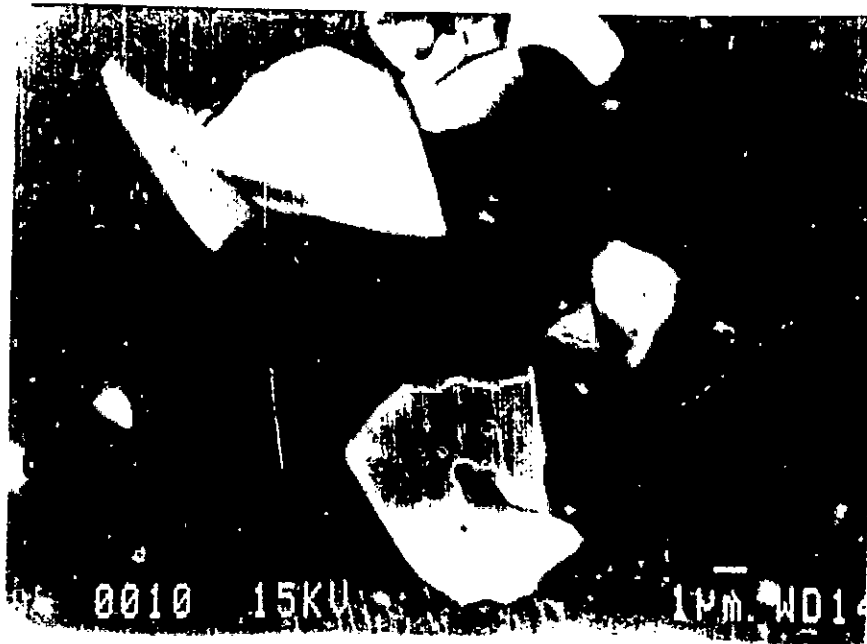


Figure 6.1.1 : Fragmentation et dispersion des précipités pour des fort taux de réduction

### 6.1.1.2- Allongement à la rupture :

Par le biais de notre travail expérimental on a trouvé que l'allongement diminue fortement avec les forts taux de réduction ce qui explique la forte diminution de la ductilité et de la formabilité.

Le taux de réduction a une influence plus importante sur l'allongement dans la direction DT et une influence moins importante sur l'allongement dans la direction D45 et DL à cause de la forme allongée des grains dans la direction du laminage .

L'anisotropie de l'allongement est nettement visible pour les taux de réduction supérieurs à 77 % .

La diminution de l'allongement est due :

- 1- à la création des dislocations et leurs multiplications
- 2- la recristallisation
- 3- la fragmentation des précipités

car ces trois facteurs provoquent la multiplication d'obstacles.

### 6.1.1.3- La résistance à la traction :

La résistance à la traction augmente fortement avec l'augmentation du taux de réduction, cependant on remarque un gain de 15 % pour une augmentation du taux de réduction allant de 77 à 92 % .

Le taux de réduction a une influence très importante sur l'augmentation de la résistance à la traction dans la direction DT et une moindre dans la direction D45, la cause de ceci est la forme allongée des grains dans la direction du laminage fig(5.1.1).

L'augmentation de la résistance à la traction est due à :

- 1- la multiplication des défauts
- 3- la fragmentation et dispersion des précipités
- 2- la recristallisation

qui font augmenter le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations.

L'anisotropie de la résistance à la traction est nettement visible pour des taux de réductions supérieurs à 77 %.

#### 6.1.1.4- L'élasticité :

L'élasticité augmente fortement avec l'augmentation du taux de réduction , cependant on remarque un gain de 10 % pour une augmentation du taux de réduction allant de (77 à 92 ) % fig (5.1.3).

L'augmentation de l'élasticité est due à :

- 1- la multiplication et dispersion des dislocations
- 3- la fragmentation et la dispersion des précipités
- 2- la recristallisation

qui font augmentés le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations.

L'influence du taux de réduction sur l'augmentation de l'élasticité est moins important dans la direction DT que dans les autres directions. La cause de ceci est due à la forme des allongés des grains dans la direction du laminage.

L'augmentation de l'élasticité dans les directions DL et D45 est presque confondue.

L'anisotropie de l'élasticité est moins importante que l'anisotropie de la résistance à la traction.

#### 6.1.1.5- Coefficient d'érouissage :

Le taux de réduction a un effet très important sur le coefficient d'érouissage car l'augmentation du taux de réduction provoque une diminution très importante du coefficient d'érouissage donc la diminution de l'aptitude à l'érouissage fig (5.1.5).

La diminution du coefficient est due à :

- 1- la multiplication et la dispersion des dislocations
- 3- la fragmentation et la dispersion des précipités
- 2- la recristallisation

qui ont augmenter le nombre d'obstacles

Dans l'intervalle des forts taux de réduction allant de 77 à 92 % le coefficient d'érouissage diminue d'environ 20 % .

L'anisotropie du coefficient d'écroutissage est d'autant plus important que le taux de réduction est plus important la diminution du coefficient d'écroutissage est plus important dans la direction DT et moins important dans la direction D45 , ceci est due à la forme allongée des grains dans la direction de laminage .

### 6.1.2- Influence du taux de réduction sur les propriétés microstructurales :

#### 6.1.2.1- L'influence sur la taille des grains :

La taille des grains après recuit d'homogénéisation est de  $31.25 \mu\text{m}$  , celle-ci étant assez importante ce qui facilite la mise en forme de notre alliage fig(5.1.10.a), (5.1.10.b).

Tout d'abord on doit signaler que la taille des grains en fonction du taux de réduction passe par trois stades important :

**Stade 1** : dans ce stade qui est comprise entre 0 et 15 % de réduction la taille des grains est peut variable.

**Stade 2** : dans ce stade qui s'étend jusqu'à 84 % de réduction, il se produit l'allongement des grains qui provoque un changement profond de la texture de notre alliage ce qui produit :

- 1- une anisotropie des propriétés mécaniques .
- 2- une plus importante augmentation des propriétés de résistance à la déformation.
- 3- une plus grande diminution des propriétés de ductilité dans la direction DT.

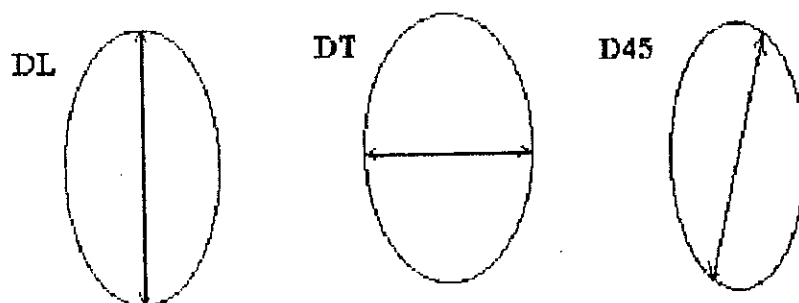


Figure 6.2.1 : La représentation schématique de la taille des grains durant le second stade

**Stade 3**: dans ce stade se produit la recristallisation, le metal a emmagasiné l'energie suffisante pour cette recristallisation qui provoque l'augmentation de la surface de joint des grains donc l'augmentation du nombre d'obstacles au déplacements des dislocations ce qui augmente la résistance à la déformation.

#### **6.1.2.2- L'influence sur les précipités :**

La figure (5.1.1.2) montre que les deux types précipités pour des fort taux de réduction :

- 1- se fragmentent à cause de leurs grandes fragilités et leurs faibles formabilités.
- 2- se dispersent à cause de l'allongement des grains. ce qui produit de nouveaux obstacles au déplacement des dislocations.

### **6.2- INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIETES MECANIQUE ET MICROSTRUCTURALE :**

#### **6.2.1- Influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques :**

##### **6.2.1.1- Dureté vickers :**

##### **6.2.1.1.1- Cas d'un recuit après une réduction de 61 % :**

La dureté diminue d'une manière liniaire pour un temps de maintien inférieur à 30 mn.

Pour un temps de maintien compri entre 30 et 60 mn la dureté vickers diminue légèrement.

Un maintien plus important ne produit pas de changement dans la dureté vickers fig (5.1.8).

La diminution de la dureté vickers lors du recuit est due :

- 1- à l'annihilation défauts ponctuels
- 2- à l'annihilation de certaines dislocations
- 3- au grossissement des grains de la recristallisation en fonction de la durée de maintien.

Pour une durée de maintien de 2 h la dureté vickers atteint la dureté de la pièce à l'état du recuit d'homogénéisation.

#### 6.2.1.1.2- Cas d'un recuit intermédiaire :

Le taux de réduction primaire est de 61 %.

Le recuit intermédiaire provoque un effet très important sur la dureté vickers .

- Un maintien de 30 mn provoque une diminution de 6 % de la dureté vickers par rapport à l'état initial.
- Un maintien de 1 h provoque une diminution de 20 % de la dureté vickers par rapport à l'état initial.
- Un recuit intermédiaire de 2 h diminue la dureté vickers d'environ 30 % fig(5.1.9).

Donc la diminution de dureté vickers est plus importante avec l'augmentation de la dureté de maintien lors d'un recuit intermédiaire du fait que l'augmentation de ce dernier provoque :

- 1- la diminution du nombre de dislocation , de défauts ponctuels annulés.
- 2- la recristallisation .
- 3- le grossissement des grains .

#### 6.2.1.2- L'allongement :

Le temps de maintien lors du recuit influe considérablement sur l'allongement :

- Le maintien de 30 mn provoque l'amélioration la plus importante de l'allongement qui est de 25 % dans toutes les directions ainsi que l'isotropie de l'allongement.
- Un temps de maintien plus important (ex: 60 mn) provoque une diminution de l'allongement qui est due :  
à une nouvelle recristallisation produite lors de la seconde réduction fig(5.1.11.b), qui est provoquée par :
  - 1- L'énergie emmagasinée par le métal lors du maintien.
  - 2- L'énergie emmagasinée par la réduction après recuit.

#### 6.2.1.3- Coefficient d'écroutissage :

La meilleure amélioration du coefficient d'écroutissage par le temps de maintien est durant un temps de maintien de 30 mn effets de 30 mn de maintien sur le coefficient d'écroutissage :



- 1- une importante amélioration dans la direction D45.
- 2- une faible amélioration dans la direction DT.
- 3- aucun changement dans la direction DL.
- 4- pas d'amélioration de l'isotropie fig(5.1.6).

L'augmentation du coefficient d'érouissage et l'amélioration de son isotropie est due :

- 1- surtout à l'annihilation d'une partie des dislocations
- 2- au grossissement des grains lors du recuit intermédiaire.
- 3- à la recristallisation de nouveaux grains de forme peu allongés.

Pour un temps de maintien plus important que 30 mn, on a pas observé de changement du coefficient d'érouissage.

#### **6.2.1.4- Résistance à la traction :**

Un temps de maintien de 30 mn provoque une chute considérable de la résistance à la traction :

- de 47.0 à 40.5 dans la direction D45
- de 48.0 à 41.0 dans la direction DL
- de 50.5 à 46.0 dans la direction DT.

On remarque que ces valeurs sont proches des valeurs des résistances à la traction pour un échantillon réduit 77 % sans recuit intermédiaire.

Un temps de maintien lors d'un recuit intermédiaire de 30 mn nous permet de retourner à un état de réduction moins importantes.

Un temps de maintien plus important améliore l'isotropie de la résistance à la traction de maintien de 2 h fig(5.1.2).

L'amélioration de la résistance à traction et de son l'isotropie est due :

- 1- l'annihilation des défauts ponctuels et d'une partie des dislocations.
- 2- grossissement des grains lors du recuit intermédiaire.
- 3- à la recristallisation qui produit grains peu allongés en fin du traitement thermique et mécanique.

### 6.2.1.5- L'élasticité :

Il y a une diminution importante de l'élasticité avec l'augmentation du temps de maintien lors d'un recuit intermédiaire, elle atteint environ 10 % pour une durée de 2 h.

Il y a eu une amélioration de l'isotropie de l'élasticité avec l'augmentation du temps de maintien lors du recuit intermédiaire fig(5.1.4).

La diminution de l'élasticité et l'amélioration de l'isotropie de cette dernière est due :

- 1- surtout l'annihilation des défauts.
- 2- grossissement des grains lors du recuit intermédiaire.
- 3- la recristallisation produit de nouveaux grains peu allongés.

### 6.2.2- Influence du traitement thermique sur les propriétés microstructures :

#### 6.2.2.1- influence sur la taille des grains :

Tout d'abord on doit signaler que la taille des grains passe par trois importants lors du temps de maintien :

**Stade 1** : stade de grossissement des grains, ce stade est dépassé après une durée de maintien de 30 mn. Ce stade, c'est durant ce stade que une partie des dislocations s'éliminent fig(5.1.11.a), (5.1.11.b).

**Stade 2** : stade de recristallisation une durée de maintien de 30 mn permet d'atteindre cette recristallisation, c'est durant ce stade que la plus part des défauts linéaires et ponctuels acquis par le métal lors de l'écrasement s'annulent fig(5.1.2), (5.1.4), (5.1.6), (5.1.8).

**Stade 3** : stade de grossissement des grains, ce stade est très large, il se poursuit jusqu'à une durée de 2 h, c'est dans ce stade que le métal écrasé acquiert la meilleure ductilité.

L'effet du recuit intermédiaire sur la taille des grains après est très visible même après la réduction secondaire fig(5.1.2), (5.1.4), (5.1.6), (5.1.8), (5.1.9), (5.1.14).

#### **6.2.2.2- Influence sur les précipités :**

Il n'y a pas eu d'influence remarquable sur les deux types de précipités car la température n'est pas suffisante pour influencer sur les précipités fig(5.1.12).

### **6.3- CORRELATION ENTRE RESISTANCE MECANIQUE, LA DURETE, LA MICROSTRUCTURE ET LES OPERATIONS THERMIQUES ET MECANIQUES :**

#### **6.3.1- Corrélation entre la résistance mécanique, la dureté, la microstructure et les opérations mécaniques :**

La totalité des propriétés de résistance augmente avec l'augmentation du taux de réduction .

La totalité des propriétés de formabilités diminues avec l'augmentation du taux de réduction.

La dureté vickers augmente avec l'augmentation du taux de réduction.

La recristallisation se produit pour des taux de réduction très fort et elle n'est pas suivie d'une fort grossissement des grains.

Les fort taux de réduction produit la fragmentation et la dispersion des précipités.

Il y a une corrélation entre le traitement mécanique, la dureté, les propriétés de résistance et la microstructure.

#### **6.3.2- Corrélation entre la résistance mécanique, la dureté, la microstructure et les opérations thermiques :**

La totalité de propriétés de résistance mécanique avec l'introduction d'une opération thermique intermédiaire aux opérations mécaniques diminuent .

La dureté vickers diminue avec une opération thermique, et avec l'introduction d'une opération thermique intermédiaire.

La recristallisation et le grossissement des grains se produisent lors du recuit intermédiaire fig(5.1.6.11).

Il y a une corrélation entre l'opération thermique, la dureté, la microstructure, la résistance mécanique.

### **6.4- INFLUENCE DES TRAITEMENT THERMIQUES ET MECANIQUES SUR L'ISOTROPIE DES PROPRIETES MECANIQUES :**

#### **6.4.1- Introduction :**

Dans toutes les directions nos éprouvettes sont homogènes avant l'application des opérations thermiques et mécaniques ce qui fait une même texture dans toutes les directions. Car on a les microstructures observées dans les trois directions (DT, DN, D45) sont très proches.

Dans notre cas il y a une variation de réponse du métal, elle suit une loi symétrique.

#### **6.4.2- Influence du traitement mécanique sur l'anisotropie :**

##### **6.4.2.1- Influence sur l'anisotropie des propriétés mécaniques :**

L'augmentation de taux de réduction a provoqué une très importante acquisition de l'anisotropie des propriétés mécaniques celles-ci sont très visibles sur les figures présentées dans le chapitre des résultats expérimentales.

Sur les figures représentant la résistance à la traction et l'élasticité en fonction du taux de réduction on voit bien qu'il y a une tendance à la diminution de cette anisotropie de ces propriétés mécaniques pour des taux de réduction très importants.

Pour les autres propriétés on ne voit pas une diminution importante de leurs anisotropie pour des taux de réduction importants

##### **6.4.2.2- Coefficient d'anisotropie :**

1- L'augmentation du coefficient de réduction provoque l'augmentation du coefficient d'anisotropie jusqu'à atteindre 0.39 pour un taux de réduction de 84 % dans la direction DT puis diminue jusqu'à atteindre une valeur de 0.29 pour un taux de réduction de 92.3 % ceci implique qu'il y a une amélioration de l'anisotropie dans la direction DT pour de très fort taux de réduction fig(5.2.1).

2- L'augmentation du taux de réduction provoque l'augmentation du coefficient d'anisotropie jusqu'à atteindre une valeur de 0.27 dans la direction DL cette augmentation est :

Ce qui implique qu'il y a une tendance à l'amélioration de l'anisotropie dans la direction DL.

3- L'augmentation du taux de réduction provoque l'augmentation du coefficient d'anisotropie jusqu'à atteindre une valeur de 0.30 pour un taux de réduction d'environ 84% puis diminue jusqu'à atteindre une valeur de 0.22 pour un taux de réduction de 92 %

#### **6.4.2.3- Coefficient d'anisotropie moyen :**

Le coefficient d'anisotropie moyen augmente avec l'augmentation du taux de réduction jusqu'à atteindre une valeur de 0.252 pour un taux de réduction d'environ 84 % puis : dans l'intervalle de taux de réduction compris entre (84 et 92) % il y a une forte diminution du coefficient d'anisotropie, ceci est confirmé par les résultats concernant la différence du coefficient d'anisotropie voir (5.4.2.4).

Ce qui implique que pour des taux de réduction allant jusqu'à environ 84 % il y a augmentation de l'anisotropie tandis que pour des taux de réduction plus importants, on remarque qu'il y a un retour vers l'isotropie tableau(5.2.3).

#### **6.4.2.4- La différence du coefficient d'anisotropie :**

Pour des taux de réduction allant jusqu'à 80.35 %, notre métal a acquis une différence d'anisotropie négative ce qui signifie une apparition de cornes d'emboutissage dans la direction D45, pour un taux de laminage supérieur à 80.35 %, on a une apparition des cornes d'emboutissage dans les directions du laminage DL, et transversale DT tableau (5.2.3).

1- La hauteur des cornes dans la direction D45 est importante dans la zone des taux de réduction moyen car elle atteint 12.5 % pour un taux de réduction de 77 %.

2- La hauteur des cornes d'emboutissage dans la direction D45 se rapproche de la valeur 0 % quand le taux de réduction s'approche de 80.35 %.

3- La hauteur des cornes d'emboutissage dans les directions DL et DT est importante dans la zone des hauteurs de déformations, elle atteint 6.7 % pour un taux de réduction de 92.3 %.

atteindre une valeur de 0.382 ce qui implique un retour vers un état de taux de réduction inférieur.

#### **6.4.3.3- Coefficient d'anisotropie moyen :**

L'augmentation du temps de maintien lors du recuit provoque l'augmentation du coefficient d'anisotropie moyen jusqu'à une valeur de 0.359 pour un temps de maintien de 2 h, puisque pour un taux de réduction de 84 % la valeur de coefficient d'anisotropie est de 0.252, on peut dire qu'il y a eu un retour vers un état de taux de réduction inférieur tableau (5.2.4).

#### **6.4.3.4- Différence du coefficient d'anisotropie :**

Une durée de maintien de 30 mn, provoque une apparition des cornes d'emboutissage dans la direction D45 pour une tôle laminée à froid de 13 à 1 mn.

L'augmentation de la durée de maintien lors du recuit intermédiaire provoque l'augmentation de la valeur de la différence du coefficient d'anisotropie jusqu'à atteindre une valeur de 4.85 % pour une durée de maintien de 2 h ce qui signifie que le temps de maintien recuit intermédiaire provoque un retour vers un état de cornes d'emboutissage dans la direction D45, donc retour à l'état des taux de réductions inférieur tableau (5.2.4).

### **6.5- INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE ET MECANIQUE SUR L'EMBOUTISSABILITE :**

#### **6.5.1- Influence du taux de réduction sur l'emboutissabilité :**

##### **6.5.1.1- Influence des propriétés mécaniques et microstructurales acquises :**

L'augmentation de la dureté, de la résistance à la traction et la diminution du coefficient d'érouissage de l'allongement et l'augmentation de l'anisotropie de toutes les propriétés avec l'augmentation du taux de réduction, provoquent des hétérogénéités des déformations dans les différentes directions ce qui favorise l'apparition des microfissures et conduit à la fissuration des pièces lors de l'emboutissage.

Puisque de gros grain pour les alliages d'Aluminium ne présente pas de problème lors de la mise en forme, la matière est peut résistante, un taux de réduction un peu supérieur à 84 % déclenche la recristallisation qui produit une structure à grain fin : le recuit à ce stade est intéressant.

La fragilité des précipités provoque des microfissures donc des fissurations lors de l'emboutissage.

#### **6.5.1.2- Apparition et effets des bandes de cisaillement :**

L'augmentation du taux de réduction provoque l'apparition du phénomène de Portevin Le Chatelier sur la courbe de traction pour un taux de réduction supérieur à 77 %, il devient plus important. Le palier de PORTEVIN LE CHATELIER augmente jusqu'à atteindre le domaine élastique pour des fort taux de réduction figure (5.1.13).

Ce phénomène est plus important dans la direction DL et moins important dans la direction DT ce qui fait que les bandes de cisaillement apparaissent dans la direction du transversale DT, ceci est conformé par :

- les faciès des ruptures des éprouvettes de traction.
- le développement de bandes de cisaillement pour des taux de réduction par passe très fort (ex: 0.381 mm).

Ce qui provoque l'augmentation de la probabilité de rupture avec l'augmentation du taux de réduction pour l'emboutissage profond.

#### **6.5.1.3- Influence du coefficient d'anisotropie moyen :**

- L'augmentation du taux de réduction jusqu'à une réduction de 77 % provoque une forte augmentation du coefficient d'anisotropie moyen.
- Pour les taux de réduction supérieur à 77 % l'augmentation est très faible.

Ce qui fait que pour les fort taux de réduction la probabilité d'avoir une rupture lors de l'emboutissage est plus important car il n'y a pas d'augmentation du coefficient d'anisotropie moyen.

Pour des taux de réduction supérieur a 92.3 % il pourrait y avoir même une diminution du coefficient d'anisotropie moyen.

## **6.5.2- Influence du recuit intermédiaire sur l'emboutissabilité :**

### **6.5.2.1- Influence des propriétés mécaniques et microstructurales acquises :**

- L'importante diminution de la dureté vickers jusqu'à atteindre la dureté du métal de réduction nulle pour une durée de maintien de 2 h;
- La diminution de la dureté vickers avec l'augmentation du temps de maintien lors du recuit, et la diminution remarquable de la dureté vickers, de la résistance à la traction et de l'élasticité et l'augmentation du coefficient d'écroutissage avec l'augmentation de la durée de maintien lors du recuit intermédiaire allant jusqu'à 2 h;
- La recristallisation se produisant pour une durée du recuit compris entre d'environ 30 mn et le grossissement des grains pour une durée plus longue;
- La recristallisation produite lors de la réduction secondaire pour des temps de maintien supérieur à 60 mn lors du recuit intermédiaire; provoquent l'amélioration la formabilités donc l'amélioration de l'emboutissabilité.

### **6.5.2.2- Influence sur les bandes de cisaillement :**

Le recuit intermédiaire a une influence importante sur le palier du phénomène de PORTEVIN LE CHATELIER mais n'empêche pas l'apparition des bandes de cisaillement.

Avec l'augmentation du temps de recuit intermédiaire on a une augmentation du domaine plastique c'est ce qui provoque l'augmentation du palier du phénomène de PORTEVIN LE CHATELIER.

L'importance du palier du phénomène devient de plus en plus le même dans les trois directions avec l'augmentation du temps de maintien lors du recuit intermédiaire figure (5.1.14).

Donc de ce fait on peut dire que le recuit a le rôle de ralentisseur de propagation des bandes de cisaillement.

### **6.5.2.3- Influence du coefficient d'anisotropie moyen :**

L'augmentation importante du coefficient d'anisotropie moyen avec l'augmentation du temps de recuit intermédiaire nous permet d'affirmer



l'amélioration de l'emboutissabilité (la profondeur d'emboutissage) avec l'introduction d'un recuit intermédiaire.

**6.6- COMPARAISON ENTRE LES PROPRIETES OPTIMALES QUE NOUS AVONS OBTENUS ET LES PROPRIETES DE LA TOLE UTILISEE DANS L'INDUSTRIE :**

Taux de reduction : 92.3 %

Propriété	Direction	5003	5052
R kgf/mm <sup>2</sup>	DT	50.5	36.78
	DL	48	33.5
R <sub>e</sub> kgf/mm <sup>2</sup>	DT	38.3	32
	DL	35.4	29.2
A %	DT	6.04	9
	DL	4.92	10
r	DT	0.29	1.7
	DL	0.279	0.5

**Tableau 6.6.1 : Comparaison entre la tôle destinée pour l'emboutissage du 5083 et du 5052**

avec un recuit intermédiaire de 2 h à 250 °c :

Propriété	Direction	5083	5052
R kgf/mm <sup>2</sup>	DL	41	33.6
R <sub>e</sub> kgf/mm <sup>2</sup>	DL	32.4	26.3
A %	DL	5.84	16

**Tableau 6.6.2 : Comparaison de l'effet du traitement thermique entre la tôle destinée pour l'emboutissage du 5083 et du 5052**

Pour le 5052 :

- la différence d'anisotropie se rapproche de 0 pour un taux de réduction de 98,75%
- le coefficient d'anisotropie moyen pour un taux de réduction 98,75% est de 1.1 .
- l'apparition des bandes de cisaillement est la direction D45 .

La tôle utilisée dans l'industrie grâce à ses faibles propriétés de résistance et à son anisotropie moyen élevé résiste mieux à la rupture donc permet d'avoir une meilleure profondeur lors de l'emboutissage .

En comparant les différences d'anisotropie on remarque que l'état isotrope est atteint pour un taux de réduction moindre dans le cas de l'alliage proposé , ce qui fait que l'alliage dernier nous donne la possibilité d'effectuer un recuit intermédiaire pour des taux de réduction de 85% environ , pour retourner à l'état correspondant à un taux de réduction inférieur donc atteindre l'épaisseur voulue avec une différence d'anisotropie et une hauteur de corne faible .

## CONCLUSION

## CONCLUSION

Le laminage à froid est un procédé de mise en forme par déformation. Mais en dehors de cela, il sert aussi à l'amélioration des produits métallurgiques comme les matériaux initiaux pour le processus d'emboutissage profond.

La qualité d'emboutissage dépend des propriétés des matériaux initiales qui sont déterminées dans les processus avant l'emboutissage comme le laminage à froid et le recuit intermédiaire .

Partant de ces considérations on a étudié l'influence de quelques paramètres des opérations thermiques et mécaniques sur les propriétés mécaniques et structurales de l'alliage d'Aluminium 5083; qu'on veut proposer à la place de l'alliage 5052 dans le boitage.

Nous avons résolu les deux objets de notre travail :

- Nous avons déterminé expérimentalement les valeurs des propriétés mécaniques (dureté, résistance de la traction, élasticité, l'allongement, coefficient d'écrouissage) de l'alliage 5083 en fonction des taux de réduction qui varie de 15 à 96 % et des temps de maintien d'un recuit intermédiaire qui varie de 30 mn à 120 mn à  $t = 250$  °c. Ces résultats permettent d'apprécier la possibilité de l'emboutissage profond

- Nous avons déterminé expérimentalement aussi les valeurs des coefficients d'anisotropie et du coefficient de différence d'anisotropie de cet alliage en fonction des taux de réduction et des temps de maintien lors du recuit intermédiaire.

Ces valeurs permettent de déterminer l'état isotropique qui assure un emboutissage sans cornes .

En comparant les valeurs obtenues avec celle des propriétés mécaniques de l'alliage 5052, on trouve que l'alliage de l'Aluminium 5083 obtenu après un laminage à froid et un recuit intermédiaire à 250 °c pendant 2 h ne s'applique pas bien pour l'emboutissage profond.

L'état isotropique de l'alliage 5083 atteint avec le taux de réduction étant 80% lors de laminage à froid et avec le temps de maintien inférieur à 30 mn lors d'un recuit intermédiaire à 250°C.

De plus nous nous avons déterminé la variation de la taille des grains et le comportement des précipités d'alliage 5083 lors de laminage à froid et recuit intermédiaire.

L'impossibilité de l'emboutissage profond de l'alliage étudié est expliquée par la haute teneur en Magnésium dans l'alliage 5083, cela à suggérer au autre travail, qui est l'étude de l'influence de l'addition du Magnésium sur les tôles d'Aluminium destinées à l'emboutissage profond, dont les résultats seront la base des moyens d'améliorations de l'emboutissabilité des alliages d'Aluminium de haute teneur en Magnésium

## BIBLIOGRAPHIE

- 1- F. MOUSSY et al CNRS Paris 1990  
Physique et mécanique de la mise en forme des métaux
- 2- J.H CAIRNS et al CRC PRESS 1967  
The technology of heavy non ferrous metals and alloys
- 3- D. ALTENPOHI Mac HILL 1982  
Aluminium viewed from within
- 4- L.F.MONDOLFO BUTTER WORTH Boston 1976  
aluminium alloys structure and properties
- 5- D.J.FISHER et al vol 9 1979  
Mechanical and corrosion properties  
Non ferrous metals
- 6- G.GHAUDRON MASSON et CIE 1972  
Monographie sur les métaux de hautes puretés
- 7- B. JAOUL DUNOD 1965  
Etude de la plasticité et application aux métaux
- 8- P. POLOKHINE et al EDITION MIR 1980  
Résistance des métaux et alliages à la déformation plastique
- 9- P. COLOMB DUNOD 1972  
Les textures dans les métaux cubiques
- 10- J. BENARD  
Métallurgie générale
- 11- M. GRUMBACH IRSID  
Propriétés d'emploi des aciers études de bases  
Essai de traction
- 12- Papers presented at a seminaire of the American  
Sociéty for metals park OHIO, 1965  
Recrystallization grains growth and textures
- 13- A. GHAZUNOV DUNOD 1951  
Métallographie
- 14- Institute for Non-Ferrous Metals publishint House of Hungarian of  
science Budapest 1971  
Proceedins of recherch
- 15- O. HOFFMAN Mc GRAW-HILL 1953  
introduction to theory of plasticité
- 16- P. LAPTEV et A. FELONIKO Université de ANNABA  
Technologie des métaux, traitement des métaux par déformation

- 17- Ecole d'Ete de métallurgie physique de Villard-sur-ollon (suisse) 1975  
Mise en forme des métaux et alliages
- 18- R. GAY Paris 1961  
Cours de cristallographie
- 19- M. GERGELY et Revue de traitement thermique 1989  
Relation entre les propriétés et la microstructure des pièces de construction
- 20- 7<sup>e</sup> congré international des métaux légers léoben (Vienne) 1981  
- Influence of orientation of grain boundaries on the mechanical properties of high strength Aluminium alloys  
- A. GYSLER et al  
Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Li alliage  
- D. MARCHIVE  
Amélioration de la ténacité des alliages de série 6000
- 21- T. Mc GILL et J. Heat treating vol 1 1991  
Effet of cold working and annéling on mecanical properties and microstructure of hot rolled Al alloy 3104
- 22- Melle J.DECERF et J.C.BAUWENS Memoire scientifique de la revue de metallurgie N° 11 1973
- 23- R. RAWLINGS Pratical physical metallugie London 1991  
Work hardning and recrystallization
- 24- L.M. CLAREBROUGH et al Recovry and recrystallization of métaals California 1962  
Changes in internal energy associated with recovry and recrystallization
- 25- R. A. VANDERMEER Recovry and recrystallization of métaals California 1962  
The influence of recovry on recrystallization in aluminium.
- 26- ASTM E112-85 1986  
Standart méthodes for deternining the avrage grain size
- 27- S. NAKA et al Jornal of the less-commen metals, 56 1977  
Etude de la texture et des mécanismes derecréstallisation primaire d'une tôle mince de titane laminée puis recuite en phase alpha.
- 28- X.J. HE et A. BERGHEZEH Memoire scientifique de la Revue de métallurgie 4 1984  
Mécanismes de la déformation plastique et de la rupture de l'acier " iduplex " (type "dual") ferrito-martensitique lors du laminage a 20 °c.
- 29- B. FRAGETTE et D. WHITWHAM Memoire scientifique de la revue de métallurgie 3 1976  
Déformation élevée par laminage .

- 30- Mme E. STAGNO et Mme M.R. PINASCO Memoire scientifique de la revue de métallurgie 6 1973  
Structure métallographique de l'or blanc après laminage à froid, influence des traitements thermiques et recristallisation.
- 31- M. BERVEILLER et H. BOUAOUINE Memoire scientifiques de la revue de métallurgie 9 1987  
Composante de textures de laminage des métaux c.f.c associés à des hétérogénéités plastiques induites.
- 32- J.P. BERNADOU Mémoires et études scientifiques de La Revue de métallurgie 9 1987  
Endommagement initial des tôles à emboutir : calcul de la contrainte moyenne et de la déformation généralisée en cours du laminage (à chaud et à froid).
- 33- G. NOUET et A. DESHENVERS Journal of the less-common metals, 35 1974  
Relations entre les essais de dureté et de tractions et la taille des grains dans le vanadium.
- 34- C. TEXIER et al Journal of the less common 45 1976  
Comportement de l'alliage titane-nickel équiatomique soumis à des traitements mécaniques et thermiques.
- 35- L.F. MONDOLFO Aluminium-Carbon system London Boston 1976  
Aluminium alloys : structures and properties.
- 36- R. CHEVIGNY Revue d'Aluminium 1970  
Le grain d'Aluminium transformé.