

Université des Sciences et de la Technologie H.Boumediene

Ecole Nationale Polytechnique

Département Mines et Métallurgie

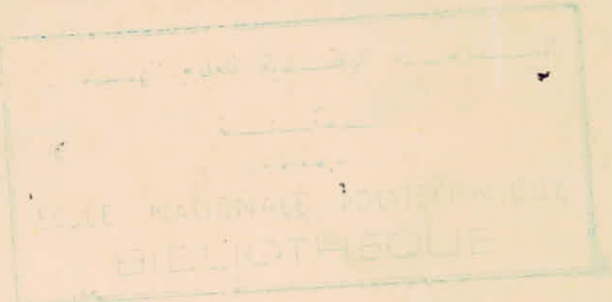
1/84



200

MEMOIRE DE FIN D'ETUDES

ETUDE MORPHOLOGIQUE DU GRAIN DE
RECRISTALLISATION DE L'ALUMINIUM
APRES DIFFERENTS ECROUISSAGES.



Sujet proposé par

Mr. B. SCHMITT

Etudié par

Dirigé par

KERKAR Moussa

Mr. K. ABADLI

Janvier 1984

Nom:.....KERKAR

Prenom:.....Moussa

N
Nom du promoteur:.....ABADLI

RESUME

Nous avons étudié l'évolution de la morphologie des grains dans une plaque d'aluminium écrouie par traction et recristallisée à 600°C pendant 30 mn.

Nous avons constaté que la déformation provoque une fragmentation des grains en les allongeant dans la direction de traction.

Après recristallisation les grains tendent à devenir isotropes.

SUMMARY

SUMMARY

We 've studied the evolution of the morphology of grains in an aluminium plate deformed by tension and recrystallised at 600°C 30mn.

We observed that the deformation provokes in the grains a fragmentation and an elongation in the tension direction.

After recrystallisation, the grain ten to become isotrope.

ملخص

لقد درسنا تطور مورفولوجيا بلورات صفيحة الزنك
اصيبت بتجاويد من اريق الشد وتديل التبلور تحت حرارة
600د لمدة 30 دقيقة ، لقد لاحظنا ان التاثير الميكانيكي يفتتت
البلورات ويجهدها في اتجاه التاثير ، بعد التاثير الحراري تاخذ
البلورات شكلا متناظرا ،



Université des Sciences et de la Technologie H.Boumediene

Ecole Nationale Polytechnique

Département Mines et Métallurgie

MEMOIRE DE FIN D'ETUDES

ETUDE MORPHOLOGIQUE DU GRAIN DE
RECRISTALLISATION DE L'ALUMINIUM
APRES DIFFERENTS ECROUISSAGES.



Sujet proposé par

Mr. B. SCHMITT

Etudié par

Dirigé par

KERKAR Moussa

Mr. K.ABADLI

Janvier 1984

A la mémoire de mes grands parents
A mes très chers parents
A mes frères et sœurs
A ma belle sœur
A mes neveux
A mes beaux frères
A mon très cher C. Amine-Eddine
A tous mes amis

je dédie ce modeste travail.

Remerciements

Je tiens avant tout à exprimer ma profonde reconnaissance à Monsieur SALHI, chef du département mines et métallurgie, qui a fait le maximum d'efforts, pour me permettre d'accomplir ce travail dans de bonnes conditions.

Je tiens à exprimer mes remerciements à Monsieur ABAOLI pour sa précieuse aide et la bonne ambiance dans laquelle a été accompli ce travail.

Je tiens également à remercier :

- Les membres du jury qui m'honnorent de juger ce modeste travail
- Monsieur KOUADRIA et tous le personnel du laboratoire de mécanique de la SNVI, à Riiba, pour leur précieuse aide.
- Monsieur CHABANE chef de service outillage du département mécanique à la SNVI, pour son aide.
- Tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce modeste travail, le personnel et les enseignants du département, ainsi que tous mes amis qui m'ont soutenu durant ce travail.

SOMMAIRE.

Introduction	1
CHAPITRE I	3
Propriétés générales de l'aluminium	3
1.1. Propriétés physiques	4
1.2. Propriétés mécaniques	7
1.3. Propriétés chimiques	8
1.4. Effet des impuretés chimiques	
CHAPITRE II	
Écrouissage et recristallisation des métaux cubiques à faces centrées	12
2.1. Déformation plastique	15
2.1.1. Déformation d'un monocristal	
2.1.2. Influence de la température	16
2.1.3. Influence de l'orientation	17
2.1.4. Déformation des polycristaux	
2.1.5. Écrouissage par traction	18
2.1.6. Forme des courbes de traction	19
2.2. Recristallisation	23
2.2.1. Recuit de recristallisation	
2.2.2. Stades de recristallisation	24
2.2.3. Recristallisation de l'aluminium	29
CHAPITRE III	
Morphologie, d'écrouissage et de recristallisation des agrégats polycristallins	35

3.1. Morphologie d'écroutissage	36
3.2. Morphologie de recristallisation	37

CHAPITRE IV

Méthodes expérimentales et matériau étudié	39
4.1. Prélèvement des échantillons	40
4.2. Préparation des éprouvettes	
4.3. Attaque chimique	41
4.4. Recuit d'homogénéisation et de recristallisation	44
4.5. Techniques expérimentales	47
4.5.1. Essai de traction	
4.5.2. Détermination de l'écroutissage	
4.5.3. Essai de dureté	49
4.5.4. Etude de la morphologie du grain	52

CHAPITRE V

Résultats expérimentaux et interprétations	53
5.1. Etude morphologique de la structure de recristallisation	54
5.1.1. Détermination du seuil de recristallisation	
5.1.2. Influence de l'écroutissage sur la morphologie du grain de recristallisation	
5.1.3. Influence de la structure de recristallisation sur les propriétés mécaniques	61
5.1.4. Détermination de l'écroutissage critique	
5.2. - Analyses complémentaires	64
5.2.1. Enregistrement du σ diagramme de traction avec détermination	

de la limite de proportionnalité	-----	
5.2.2. Evolution des déformations longitudinales et transversales	-----	
au cours de l'écroutissage	-----	67
Conclusion	-----	70
Liste des figures	-----	72
Références et bibliographie	-----	73

Introduction

La transformation d'un métal écroui en un métal recristallisé fait l'objet d'études approfondies dans bien des laboratoires et intéresse de plus en plus les ingénieurs métallurgistes.

Cet intérêt est dicté par une meilleure maîtrise d'utilisation des métaux et alliages donc par une meilleure connaissance de leurs comportements aux différents traitements.

Les métaux sont des agrégats polycristallins. Une déformation à froid (par laminage, emboutissage, tréfilage etc...) provoque la modification de la morphologie de ces cristaux ou grains. En effet, au cours de la déformation plastique, les grains ont tendance à changer leur forme et leur orientation. Cette variation de la morphologie, dépend de la nature de la déformation et elle est d'autant plus marquée que la déformation est importante.

De même nous avons constaté que ces changements de taille et de la forme des grains constituant le métal s'accompagne d'un durcissement de celui-ci. Ce durcissement croît avec la déformation jusqu'à une certaine limite dépendant du matériau.

Ce durcissement a pour conséquence une augmentation de la fragilité, une diminution de la résistance à la corrosion et surtout une diminution de la ductilité (aptitude à la transformation et à l'usinage). C'est pourquoi il est non souhaité dans la plupart des utilisations. Pour améliorer les qualités du

matériau métallique un recuit de recristallisation est généralement nécessaire. Ce recuit consiste à porter le métal à une température suffisamment élevée dépendant de la nature du métal et de son état (impuretés, structure, taux d'écrouissage, etc...). L'anisotropie des grains apportée par l'écrouissage disparaît en cédant la place à une morphologie de recristallisation isotrope et répartie de façon homogène. Ainsi, il apparaît clairement qu'il existe une relation directe entre la morphologie du grain (taille, forme et elongation) et les propriétés mécaniques du produit métallurgique.

Le but de notre travail est de contribuer à l'étude de l'effet de l'écrouissage sur la morphologie de recristallisation, de la répartition de cette morphologie dans le matériau polycristallin et enfin de déterminer comment évoluent les propriétés mécaniques.

Nous avons choisi comme matériau l'aluminium de pureté courante (99,5%) connu sous la nomenclature AFNOR par A5. Cet aluminium est caractérisé comme tout les métaux de structure cubique à faces centrées par une grande ductilité et un important durcissement par écrouissage.

Nous avons jugé utile de réserver un chapitre pour présenter l'aluminium en plannant ses caractéristiques physiques, mécaniques et chimiques.

Les chapitres II et III sont consacrés à la base théorique de notre étude c'est à dire la déformation plastique, la recristallisation et la morphologie, d'écrouissage et de recristallisation de l'aluminium.

Dans le chapitre IV, nous décrivons le matériau étudié et les techniques expérimentales.

Dans le chapitre V, nous exposons les résultats expérimentaux et leurs interprétations. Enfin nous terminons cette étude par nos conclusions sur ces résultats.

CHAPITRE I

Propriétés générales de l'aluminium.

1.1 Propriétés physiques

L'aluminium est un métal de couleur gris-bleu. Il possède une structure cubique à faces centrées de paramètre $a = 4,0413 \text{ \AA}$ (fig 2).

L'une de ses principales caractéristiques est sa légèreté : le métal raffiné à 99,996% a une densité de 2,699 à 20°C. Cette densité augmente légèrement lorsque la pureté du métal diminue ; elle est de 2,75 à 20°C pour la pureté 99,5%.

L'aluminium est un bon conducteur de l'électricité et de la chaleur. Les conductibilités électriques et thermiques de l'aluminium de pureté 99,999% sont respectivement de l'ordre de 65% et 60% de celle correspondants au cuivre (*).

Enfin nous résumons les propriétés électriques et thermiques selon l'état, la nuance et la température, dans les tableaux suivants [1] :

Tableau 1

Al %	Etat	résistivité électrique à 20°C ($\mu \Omega \text{ cm}^2 / \text{cm}$)
99,99	Recuit	2,63
99,5	Recuit	2,80
99,5	Ecroui	2,845

(*) La résistivité du cuivre électrolytique de pureté (99,96% minimum) à 20°C et à l'état recuit pris comme étalon est $1,7241 \mu \Omega \text{ cm}^2 / \text{cm}$. La conductivité thermique est $0,94 \text{ cal} / \text{cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ \text{C}$.

Tableau 2

Température de fusion

Al %	Point de fusion ($^{\circ}\text{C}$)
99,996	660,24
99,970	659,80
99,700	658,90
99,500	658,40

Température d'ébullition sous 760 mm Hg : 2056 $^{\circ}\text{C}$.

Tableau 3

Coefficient de dilatation

T ($^{\circ}\text{C}$)	Coefficient de dilatation (degré^{-1})
- 33	$21,07 \cdot 10^{-6}$
0	$22,0 \cdot 10^{-6}$
20 à 100	$23,80 \cdot 10^{-6}$
100 à 300	$25,70 \cdot 10^{-6}$
300 à 400	$29,50 \cdot 10^{-6}$

Tableau 4

Chaleur spécifique (aluminium de pureté 99,9%).

$T (^{\circ}\text{C})$	Chaleur spécifique (cal / g $^{\circ}\text{C}$)
0	0,22
100	0,23
500	0,26
658 solide	0,273
658 liquide	0,25
800	0,257

Tableau 5

Conductibilité thermique (titre 99,9%)

$T (^{\circ}\text{C})$	Cond. thermique (cal / cm.s. $^{\circ}\text{C}$)
0	0,502
20	0,520
100	0,523
200	0,536
500	0,499 (0,599)

Tension de vapeur :

$T (^{\circ}\text{C})$	P_{AE} (mm Hg)
660	$6,2 \cdot 10^{-4}$
1030	1

1.2 Propriétés mécaniques

L'aluminium est un métal très ductile. Ce qui permet des estampages profonds et le laminage en feuilles aussi minces que 5 millièmes de millimètre.

Les caractéristiques mécaniques intrinsèques de l'aluminium sont les suivantes :

- Module d'élasticité 6700 kg/mm^2
- Module de torsion 2700 kg/mm^2
- Coefficient de Poisson $0,34$.

Ces caractéristiques varient beaucoup selon la nature et la teneur des impuretés, ainsi que suivant la genèse, du corroyage et du recuit du métal.

Le tableau ci-dessous donne les chiffres couramment admis pour l'aluminium raffiné et l'aluminium ordinaire commerciaux laminés.

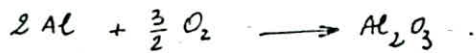
Tableau 6.

Comparaison des caractéristiques des aluminiums de pureté 99,997 et 99,5%.

Titre du métal (%)	Etat du métal	R	$E_{0,2}$	A%
99,997	Recuit	5	2	60
	Ecroui 1/2 dur	8	6	18
	Ecroui dur	13	9	10
99,5	Recuit	8	4	35
	Ecroui 1/2 dur	11	10	14
	Ecroui dur	18	15	5

1.3 Propriétés chimiques

L'aluminium est un métal éminemment oxydable



C'est cependant inaltérable dans l'air, car il se couvre, à froid, d'une mince couche protectrice d'alumine anhydre très adhérente et très compacte. Cette protection améliore notablement la résistance à la corrosion.

À haute température, l'aluminium réduit la plupart des oxydes métalliques. Enfin l'aluminium se dissout dans les acides forts ainsi que dans les bases fortes (avec lesquelles il forme des aluminates) tout en dégageant de l'hydrogène.

1.4 Effet des impuretés chimiques

L'aluminium industriel est élaboré sous forme de tôles, profilés, barres, fils, etc...

Il contient comme inclusions Fe, Si, Cu, Mn, Zn, Ti. La présence dans l'aluminium de ces impuretés, même en faible quantité, est susceptible d'avoir une influence considérable sur certaines de ses propriétés. L'aptitude à la recristallisation après écrouissage offre un exemple caractéristique de cette action. L'aluminium de titre 99,99%, contenant 100 parties par million d'impureté recristallise, après un fort écrouissage, à une température voisine de 200°C, et que le métal raffiné par double électrolyse, de titre 99,998%

contenant 20 parties par million d'impuretés, recristallisé vers 50°C à 100°C [2]. Une purification plus poussée abaisse la température de recristallisation jusqu'en dessous de l'ambiante [3]. Nous verrons plus loin l'effet de ces impuretés sur les phénomènes d'écrouissage et de recristallisation d'une façon plus détaillée.

De même suivant leurs nature, ces impuretés peuvent avoir des influences différentes sur la conductibilité électrique. Nous résumons sur le tableau suivant l'effet de chaque impureté sur la conductibilité électrique de l'aluminium, cet effet est illustré par la figure 1

Tableau 7

Effet des impuretés sur la conductibilité électrique de l'aluminium (*).

élément	Teneur (%)	Diminution de la conductibilité en % cu.	
		état recuit	état écroui
Fe	0 - 0,2	0,064	0,082
	0,2 - 1	0,014	0,012
Si	0 - 0,05	0,16	0,18
	0,05 - 0,08	0,11	0,16
	0,08 - 0,12	0,012	0,14
	0,12 - 0,7	0,085	0,14
	0,7 - 1	0,085	0,07

(*) Cette diminution correspond à une augmentation de 0,01% Fe et de 0,01% Si.

Tableau 8

Effet des impuretés sur la conductibilité de l'aluminium.

	élément	Teneur limite (%)	Diminution de la conductibilité en % cu pour 0,01% impureté
Influences mélasses	Cr	0 - 0,015	0,84
		0 - 0,15	1,00
	Mn	0 - 0,25	0,75
	Ti	0 - 0,025	0,75
	V	0 - 0,04	0,85 - 1,00
Influences sels pailles	Mg	0 - 1,25	0,03
	Cu	0 - 0,25	0,04
	Zn	0 - 0,1	0,03
		0,25 - 1,25	0,02

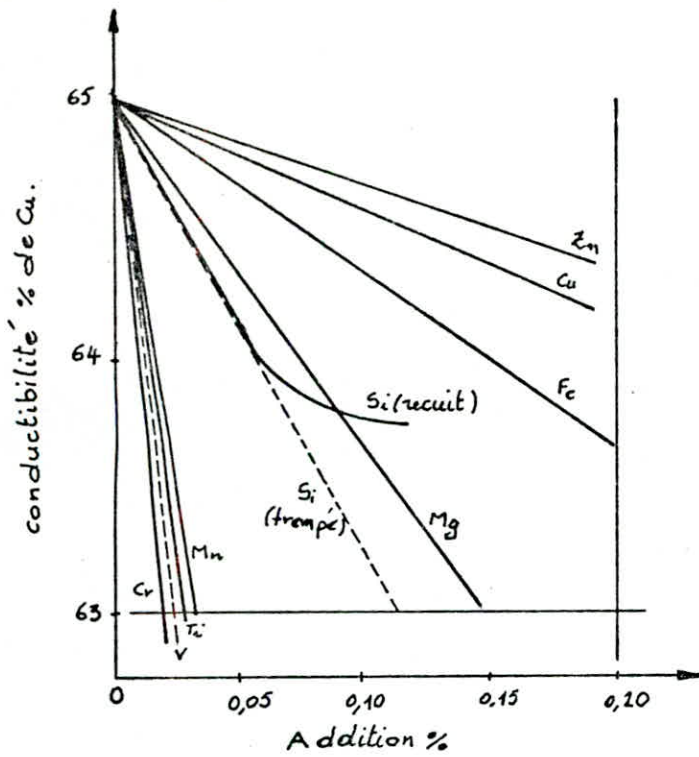


Fig. 1. - Influence des additions sur la conductibilité électrique de l'aluminium à 99,99 % (d'après PECHINEY)

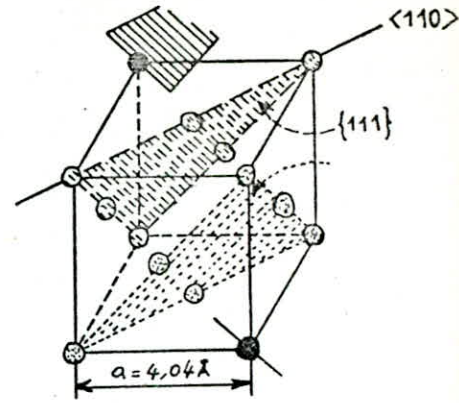


Fig. 2. - Structure cubique à faces centrées de l'aluminium. Une famille de plans compacts est hachurée

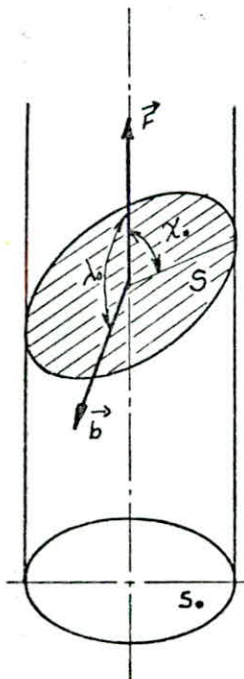


Fig. 3. - Déformation d'un monocristal

χ : angle de la direction de l'effort avec le plan de glissement

λ : angle de la direction de l'effort avec la direction de glissement

\vec{b} : vecteur de Burgers des dislocations

S : direction de glissement (vecteur de Burgers \vec{b})

S_0 : section normale à la direction de l'effort.

CHAPITRE II

*Écrouissage et recristallisation, des
métaux cubiques à faces centrées*

2.1 - Déformation plastique

2.1.1 - Déformation d'un monocristal

La déformation plastique d'un cristal de structure cfc se produit, à la température ambiante, par le mécanisme de glissement : sous l'action de contraintes appliquées, les dislocations contenues dans le cristal se déplacent suivant les familles de plan $\{111\}$ et suivant les directions $\langle 110 \rangle$ qui sont respectivement les plans et les directions de glissement du système cubique à faces centrées (fig 2). Cette structure est caractérisée par une grande ductilité et un appréciable durcissement d'écroutissage. Ces propriétés résultent de l'existence de 12 systèmes de glissement. Chaque système étant constitué d'un plan et d'une direction de glissement (quatre plans $\{111\}$, trois directions $\langle 110 \rangle$ par plan).

À l'échelle macroscopique, le glissement de nombreuses dislocations se traduit par un déplacement de diverses tranches parallèles du cristal les unes par rapport aux autres, suivant la direction de glissement qui est celle du vecteur de Burgers des dislocations. En fait, cette déformation ne commence que pour une certaine valeur finie de la contrainte appliquée : c'est la composante tangentielle de cette dernière, appelée cission réduite, qui s'exerce parallèlement à la direction $\langle 110 \rangle$ dans le plan $\{111\}$ est responsable du glissement. En effet, d'après la loi de Schmid, le glissement ne s'amorce que lorsque cette contrainte atteint une valeur τ_0 (indépendante de l'orientation de l'axe de la contrainte appliquée).

La contrainte appliquée est définie par la relation suivante :

$$\tau = \sigma \sin \lambda \cos \lambda \quad (1)$$

Le terme $\sin \lambda \cos \lambda$, appelé facteur de schmid, dépend de l'orientation du cristal par rapport à l'axe de la contrainte (fig:3). Dans le cas du système CFC, pour lequel plusieurs systèmes de glissement sont possibles, ce facteur varie de 0,28 à 0,5.

Schmid a montré que les premiers glissements commencent à apparaître lorsque la cisson réduite τ atteint la valeur τ_0 . Aussi, dans un cristal soumis à une traction, les plans cristallographiques les plus favorablement orientés (pour lesquels τ est maximale, donc $\sin \lambda \cos \lambda$ maximal), commencent à donner lieu à des glissements. Ce qui explique qu'en plus de glissement le cristal subit une rotation des bandes de glissement dans lesquelles il y a des (dislocations) distortions locales du réseau.

La déformation d'un monocristal se développe successivement suivant trois stades distincts (fig:4).

Stade I : stade de glissement facile :

Ce stade correspond à un écoulement plastique lamellaire dans lequel un seul système de glissement est actif. L'étendue de ce domaine dépend de la pureté du métal, de la température de l'essai et de l'orientation du cristal.

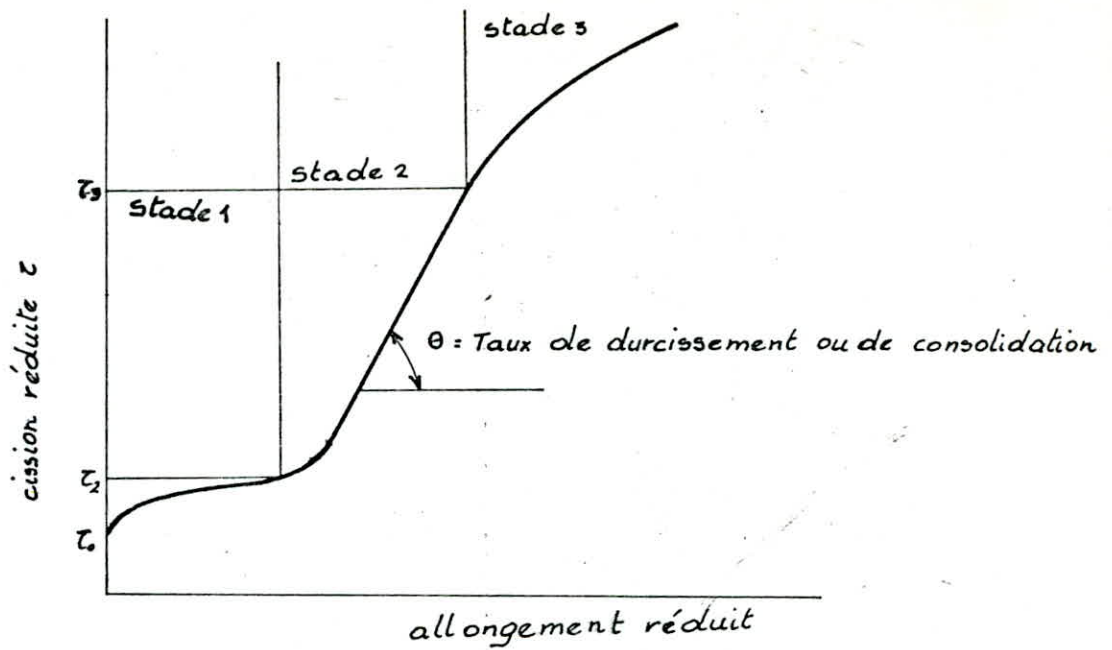


Fig. 4. - Courbe de consolidation d'un monocristal CFC
Définition des trois stades de déformation

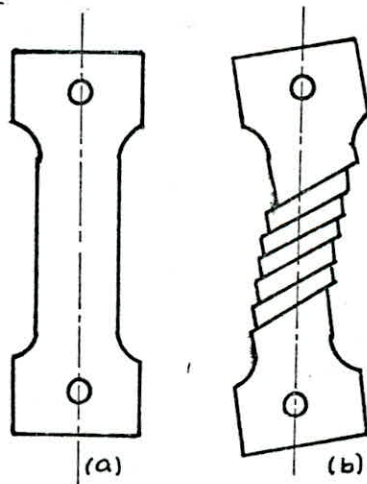


Fig. 3bis. - Déformation d'une éprouvette monocristalline (a)
par un glissement (b) en traction.

Le maintien de l'alignement des têtes d'amarrage entraîne une rotation des plans de glissement par rapport à l'axe de déformation.

Stade II : Domaine de durcissement linéaire ou rapide

Pendant ce stade de la déformation, le durcissement est d'un ordre de grandeur au moins supérieur au durcissement d'un glissement facile. Il correspond à un écoulement plastique turbulent dans lequel apparaît un deuxième système de glissement.

Stade III : Domaine du durcissement parabolique.

À partir d'une certaine valeur de la contrainte appliquée, la consolidation (définie par la valeur de la pente de la courbe $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) décroît avec la déformation jusqu'à la rupture R.

Dans ce stade des glissements déviés apparaissent.

2.1.2 Influence de la température

Un abaissement de la température entraîne les phénomènes suivants :

- a. une décroissance de la limite élastique
- b. Une décroissance très rapide de τ_{III} à laquelle commence le stade III, au point qu'à haute température le stade II peut disparaître complètement pour l'aluminium,
- c. une diminution de l'extension du stade I
- d. une très faible variation du durcissement dans le stade III

2.1.3. Influence de l'orientation

L'influence de l'orientation est surtout sensible pour le stade I où le glissement sur un seul système provoque la rotation du cristal.

2.1.4 - Déformation des polycristaux

Un monocristal peut se déformer au moins au début, par glissement sur un seul système. Sa forme se modifie en accord avec ce mécanisme. La déformation d'un polycristal est plus complexe: un cristal pris dans un agrégat polycristallin n'a pas les mêmes possibilités car il est soumis aux contraintes de ses voisins et ne peut se déformer d'une manière quelconque. Les grains voisins, diversement orientés, tendent à se déformer différemment et la nécessité de maintenir la cohésion entre grains voisins impose des restrictions à cette déformation.

Rôle des joints de grains

En plus de la désorientation des grains voisins qui rend la déformation hétérogène, les joints de grains font apparaître des glissements pluriés et des distortions à leurs voisinages, quand ils sont traversés par les dislocations.

En arrivant au voisinage d'un joint de grains, les lignes de glissement du système principal peuvent prendre les aspects suivants:

- elles peuvent traverser les joints en subissant simplement une déviation,
- lorsque les systèmes de glissement dans les deux grains n'ont aucune

relation entre eux, les distorsions qui apparaissent près du joint déclenchent des glissements suivant des systèmes secondaires.

Au cours de la déformation d'un polycristal un dépassement de la contrainte critique se produit seulement dans les cristaux d'orientation telle que leur direction préférentielle de glissement coïncide parfaitement ou presque parfaitement avec une direction de cisaillement maximum. Les glissements dans ces monocristaux sont bloqués aux joints.

Au début de la déformation plastique, les grains différemment orientés prennent l'un après l'autre, part au glissement. La déformation peut ainsi être appréciable et atteindre la limite de proportionnalité apparente sans que de nombreux monocristaux composant l'agrégat n'aient participé en rien à cette déformation. Ce phénomène explique l'hétérogénéité de la déformation plastique dans les polycristaux.

2.1.5 Écrouissage par traction

L'application d'un effort de traction parallèlement à l'axe d'une éprouvette d'aluminium, a pour effet un allongement de celle-ci dans la direction de l'effort appliqué. L'éprouvette s'allonge d'abord, de façon élastique et réversible : l'effort exercé croît proportionnellement à la déformation et si l'on cesse ce dernier, l'éprouvette reprend ses dimensions initiales.

La déformation plastique ne commence que lorsque la contrainte appliquée a dépassé un certain seuil, la limite élastique. Au delà de cette limite la

déformation est permanente. Elle subsiste même si l'effort est annulé. Les glissements locaux dans chaque grain de l'éprouvette provoque une diminution de section. Cette diminution est compensée par le relèvement local de la limite élastique. Ce qui entraîne une meilleure résistance à la déformation de cette partie, que dans les parties voisines. Les glissements ultérieurs se produisent dans les autres sections. L'éprouvette garde ainsi sa cylindricité ou sa planéité au cours de la période des allongements répartis. L'écrasement entraîne donc un accroissement de la limite élastique et par conséquent un durcissement ou une consolidation du métal. Ce phénomène est très marqué dans les métaux cfc comme le montre la figure 5.

D'après KOCHENDÖRFER et DEHLINGER la consolidation du polycristal est due aux glissements et aux défauts bloqués dans les joints. Les dislocations et les défauts peuvent être effacés par l'agitation thermique [4].

En poursuivant la déformation, l'étranglement s'accroît et il arrive un moment où l'allongement cesse d'être uniformément réparti et une striction apparaît dans une région où la diminution de la section ne compense plus le durcissement. En effet la striction apparaît s'il y a distribution non uniforme soit de la section, soit du taux de consolidation, soit de la température ou des impuretés et défauts le long de l'éprouvette.

2.1.6. Forme des courbes de traction

a. Dans le cas des monocristaux :

D'après la figure 6, après glissement l'axe AB du monocristal a tourné en AB' et ses angles ont variés. La cission peut être calculée directement, en fonction de l'orientation initiale de l'axe et de l'allongement. $\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$

Sept là étant respectivement l'accroissement de la longueur et de la longueur initiale du monocristal.

Dans le cas du glissement simple :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \frac{\sin \lambda_0}{1 + \epsilon} \sqrt{(1 + \epsilon)^2 - \sin^2 \lambda_0} \quad (2)$$

la déformation considérée est le déplacement relatif de deux plans séparés d'une distance limite. C'est le glissement cristallographique, *

$$y = \frac{BB'}{AN} = (1 + \epsilon) \frac{\sin(\lambda_0 - \lambda)}{\sin \lambda_0 \sin \lambda} \quad (3)$$

$$y = \frac{\sqrt{(1 + \epsilon)^2 - \sin^2 \lambda_0} - \cos \lambda_0}{\sin \lambda_0} \quad (4)$$

qui tend, au faibles déformations vers la valeur

$$y = \frac{\epsilon}{\sin \lambda_0 \cos \lambda_0} \quad (5)$$

Si plusieurs systèmes de glissements sont actifs, la rotation du réseau est plus compliquée.

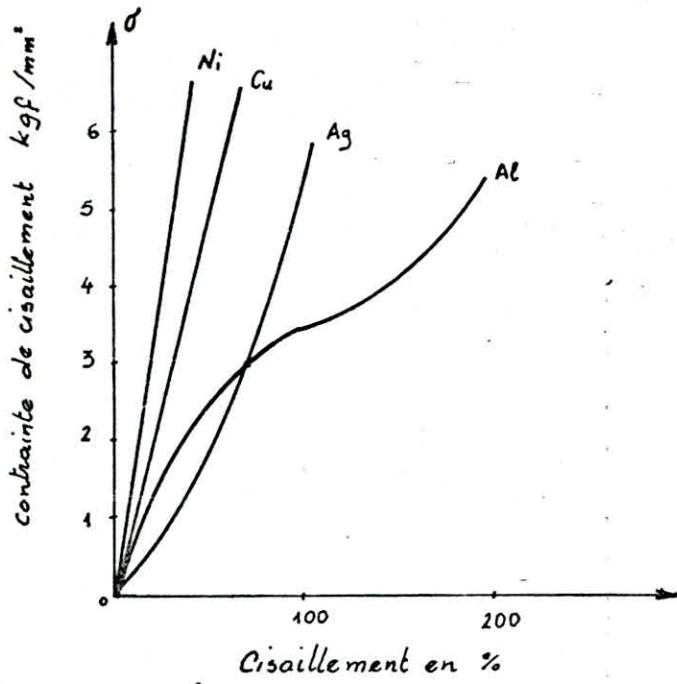


Fig. 5. - Courbe contrainte-cisaillement relative à des monocristaux (d'après SCHMID et BOAS).

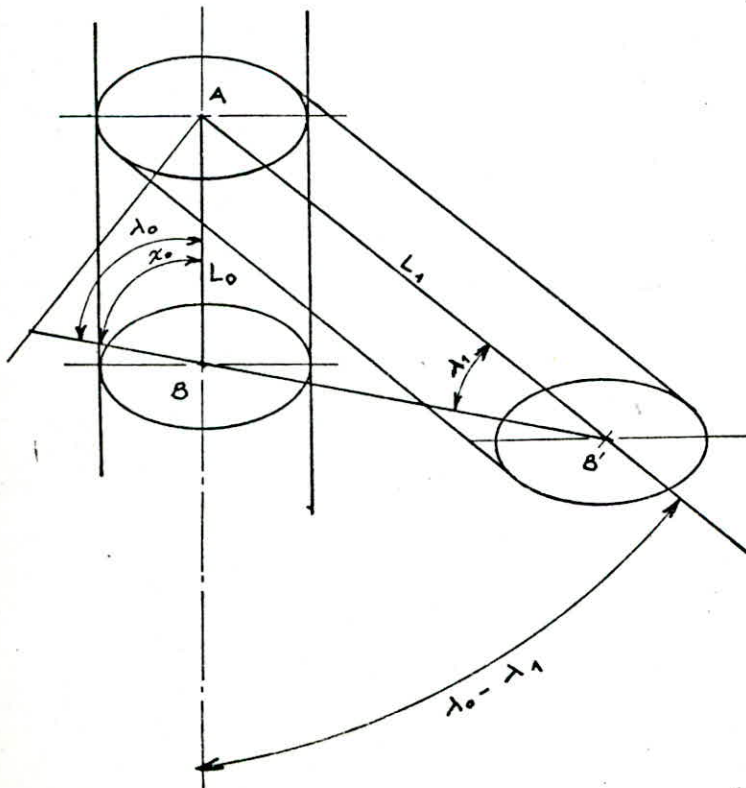


Fig. 6. - Glissement et rotation dans un monocristal [2]

b. Dans le cas des agrégats polycristallins

La déformation rationnelle est

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{s_0}{s} = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) \quad (6).$$

Ceci découle de la constance du volume au cours de la déformation

$$v = l \cdot s = s_0 \cdot l_0 \quad \text{et} \quad s_0 = s + s \frac{\Delta l}{l_0}$$

la contrainte rationnelle est définie par

$$\sigma = \frac{F}{s} \quad \text{où } F \text{ est la charge appliquée.}$$

Une variation de la charge F entraîne une déformation de valeur $d\varepsilon$ de l'éprouvette :

$$\frac{dF}{dl} = \sigma \frac{ds}{dl} + s \frac{d\sigma}{dl} \quad (7)$$

à la striction $dF=0$, d'où $\sigma ds + s d\sigma = 0$

$$\text{ou} \quad \sigma - \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0 \quad (8)$$

$$\text{car} \quad d\varepsilon = - \frac{ds}{s}$$

Enfin tenant compte de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$, Rossard déduit la condition de striction suivante :

$$\sigma - \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} - 2 \dot{\epsilon} \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} = 0 \quad (9)$$

Pour interpréter ces courbes de tractions, certaines expressions analytiques ont été proposées telle que celle de LÜDVIK

$$\sigma = \sigma_0 + k \dot{\epsilon}^n \quad (10)$$

et celle de HOLLOMON

$$\sigma = k' \dot{\epsilon}^{n'} \quad (11)$$

n et n' coefficients d'écrouissage
 k, k' constantes.

2.2. Recristallisation

2.2.1. Recuit de recristallisation

Lorsqu'un métal est soumis à froid à une déformation mécanique permanente sa structure subit des modifications de telle façon que, comme nous le verrons plus tard, la recristallisation initialement désordonnée s'oriente suivant des directions préférentielles dépendant de la nature du métal et du type de la déformation appliqué. Cet état est caractérisé par l'introduction d'un grand nombre de dislocations et leurs concentrations ainsi que les lacunes et les atomes interstitiels aux niveaux des joints de grains. Ce qui augmente l'énergie libre du système et le rend thermodynamiquement instable.

En conséquence, l'écroutissage entraîne un abaissement de la plasticité, de la conductibilité électrique et de la résistance à la corrosion du métal. Afin de restituer au métal ses propriétés d'équilibre, surtout sa malléabilité, il faut éliminer ses défauts et ceci, d'après, d'après le premier principe de la thermodynamique, se produit sous l'effet de l'agitation thermique. La cinétique de la restauration dépend donc de la température. D'où l'existence d'une énergie d'activation.

2.2.2 Stades de recristallisation

1. Restauration

Au dessus de 20°C , la détente croît avec la température; les "tensions macrographiques", ou macro-tensions, disparaissent sans que la structure subisse de modifications. La plasticité du métal augmente avec la décroissance de la limite élastique et de la résistance à la rupture, et l'augmentation de l'allongement. Pour l'aluminium, ces variations deviennent très sensibles au dessus de 100°C . Le motif d'orientation de l'état écroui est sensiblement conservé. L'adoucissement est d'autant plus complet que la température s'élève, ou que la durée de traitement se prolonge à une température déterminée (figure 7).

2. Polygonisation

Le maintien du métal à une température supérieure à celle de la restauration mais inférieure à celle de la recristallisation permet de constater

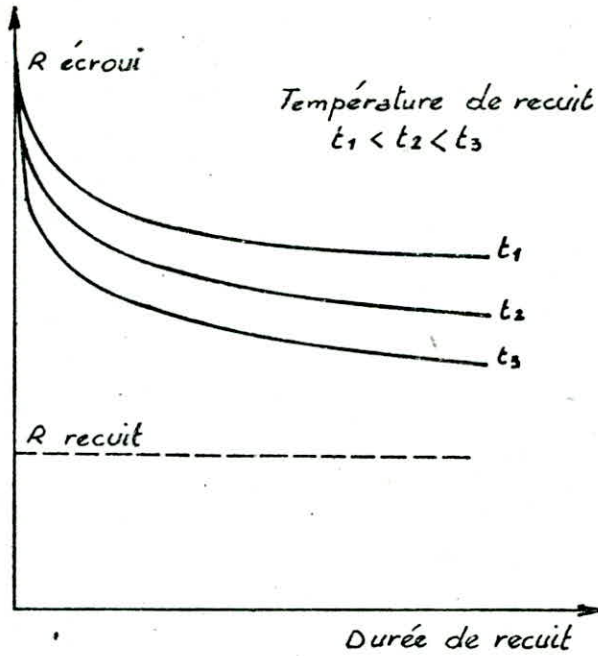


Fig. 7. - Allure des variations de la charge à la rupture en fonction de la durée de recuit pour différentes températures.

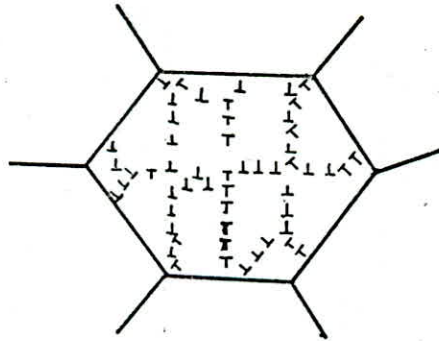


Fig. 9. - Groupement des dislocations en parois de polygonisation à l'intérieur d'un monocristal (schéma).

Ces parois délimitent des sous-grains, légèrement désorientés les uns par rapport aux autres.

une modification des propriétés physiques. Modifications très faibles pour les métaux d'assez faible énergie de défauts d'empilement, plus marquée pour les métaux de dislocations mobiles tels que l'aluminium (fig 8). Ces modifications résultent de celle de la structure par redistribution des dislocations en un réseau de plus faible énergie sans diminution sensible de leur nombre. Les dislocations forment des réseaux dans leurs plans de glissement. L'énergie de ces réseaux est égale à la somme des énergies de dislocations et de l'énergie due à la répulsion des dislocations dans leurs plans de glissement communs. La polygonisation commence par la montée des dislocations qui quittent leurs plans de glissement. Elle se poursuit par un glissement des dislocations de faible énergie. Ce qui explique l'apparition, à l'intérieur des grains, de sous joints (fig 9).

3. Recristallisation primaire.

La recristallisation primaire est un phénomène de germination et croissance de grains. La déformation plastique crée un état de tension hétérogène comprenant des régions de haute capacité énergétique (où se concentre l'énergie des dislocations) qui jouent le rôle de germes et des régions de faible capacité énergétique qui seront absorbées par la croissance des germes. Ainsi la recristallisation primaire ne peut se produire si la déformation plastique atteint une valeur minimum pour former les germes potentiels. Cette valeur minimum est appelé écrouissage critique sa valeur est environ 2% pour l'aluminium. La recristallisation est un phénomène qui dépend de la pureté, du degré de déformation, de la température et de la durée de recuit. Au dessous d'une température déterminée T_c appelé température théorique de recristallisation, elle

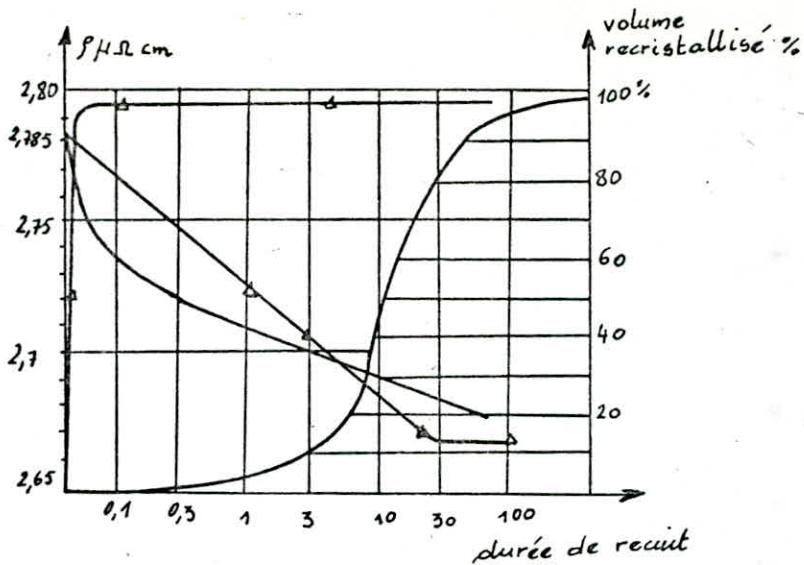


Fig. 8. - Evolution de la résistivité électrique et de la fraction volumique recristallisée en fonction du temps de maintien à 300°C et à 500°C. Alliage d'aluminium raffiné contenant 450 ppm de fer en solution solide, laminé à froid.

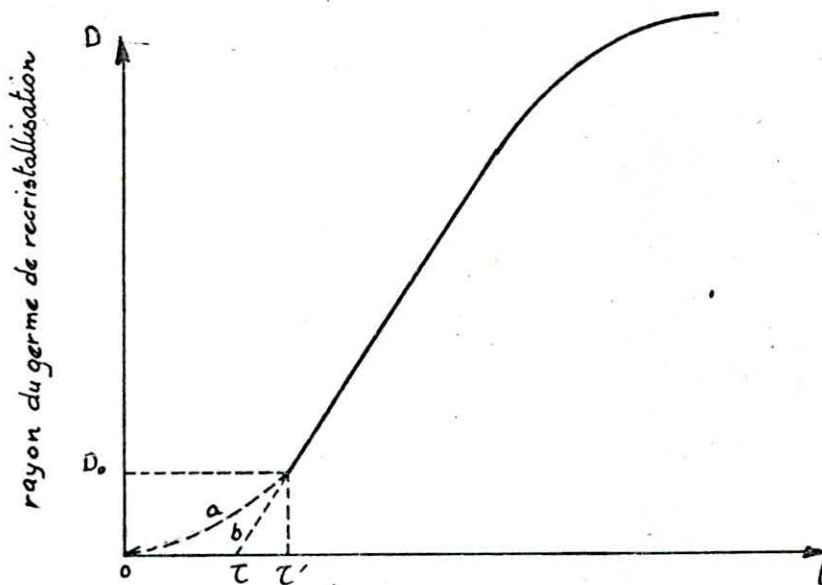


Fig. 10. - Durée de recuit de recristallisation (d'après B. CHALMERS)

D_0 : rayon critique du germe.

τ : temps d'incubation à partir duquel la vitesse de germination devient constante.

ne se produit pas. T_R varie de 0,4 à 0,5 T_f avec T_f la température de fusion. Au début de la transformation, seuls un certain nombre de germes commencent à croître. Après un temps d'incubation tous les germes croissent à vitesse constante (fig 10). A partir du temps d'incubation le nombre de germes reste constant.

4. - Recristallisation secondaire

Si l'échauffement se produit ou si l'on augmente le temps de maintien après la recristallisation primaire, certains grains se développent au dépend des autres en envahissant le motif de recristallisation primaire et se traduisant finalement par une hypertrophie granulaire spécialisée et gênante.

Cette recristallisation s'amorce lorsqu'il s'établit des contacts entre les germes. Ce phénomène est favorisé dans le cas des écrouissages élevés et se produit facilement dans le cas de l'aluminium de pureté courante.

5. - Compétition entre polygonisation et recristallisation dans l'aluminium.

L'addition d'une faible quantité de certains atomes étrangers dans le réseau de l'aluminium suffit pour empêcher la polygonisation; dans ces conditions, la recristallisation sous forme de gros cristaux redevient possible.

Certains impuretés comme le fer permettent de bloquer les dislocations suffisamment pour que la recristallisation après écrouissage critique puisse

se développer complètement.

Enfin signalons que l'état faiblement écroui favorise la polygonisation et l'état fortement écroui favorise la recristallisation.

2.2.3 Recristallisation de l'aluminium.

Il existe deux possibilités d'éliminer les distortions du réseau, caractéristiques de l'état fortement écroui : le recuit, complet (de recristallisation) ou le recuit de restauration.

2.2.3.1 - Élimination des défauts de structure du réseau cristallin

Un système dans un état énergétiquement élevé tend toujours à passer à un état de moindre énergie. Or une partie de l'énergie employé lors de la déformation à froid est emmagasinée sous forme de dislocations et autres défauts du réseau cristallin. Pour éliminer ce surplus d'énergie, les atomes déplacés doivent réoccuper les (sides) sites du réseau. Mais aussi longtemps que leur mobilité est réduite (aux températures inférieures à 100°C par exemple) l'élimination des défauts de structure engendrés par la déformation à froid progresse lentement et reste incomplète. Dans la plage de 100°C à 250°C , la mobilité des atomes devient suffisante pour que, grâce aux sauts atomiques, s'annihilent dans le temps techniquement acceptable environ la moitié des défauts de structure (restauration). Aux températures plus élevées (au-dessus du seuil de recristallisation) il se forme des germes autour desquels les atomes s'organisent pour constituer de nouveaux cristaux pratiquement exempts de défauts.

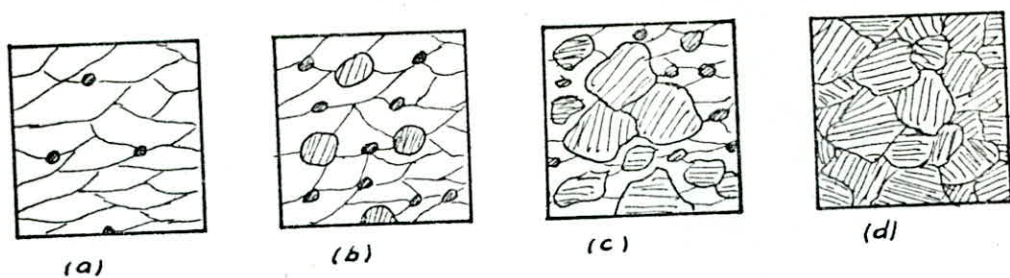


Fig. 11. - Schématisation de la germination et croissance lors de la recristallisation. a - d sont des instantanés à température constante, correspondant à des temps de recuit croissants.

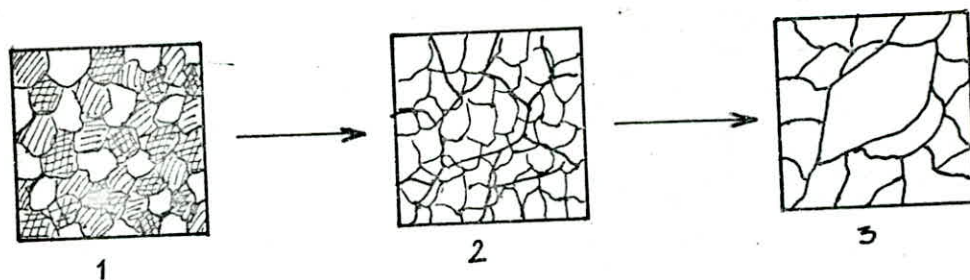


Fig. 12. - Schématisation de la recristallisation primaire et grossissement du grain d'une tôle déformée à froid par laminage. (d'après G. Masing).

La figure 11 schématise la germination et croissance lors de la recristallisation. a-d sont des instantanés à température constante, correspondant à des temps de recuit croissants.

a. Quatre germes de recristallisation sont apparus dans le métal déformé (peu après que la température de recristallisation ait été atteinte).

b. De nouveaux germes se forment, tandis que les premiers croissent.

c. Les germes continuent à croître. Certains grains recristallisés se touchent déjà, et leur croissance est ainsi arrêtée.

d. La recristallisation primaire est complète. La structure écrouie a fait place à une structure "de recristallisation".

2.2.32 - Obtention de l'état "recuit" par recristallisation

Pour faire passer un métal déformé à froid (par exemple une tôle, plume de laminage) à l'état "recuit", on doit le chauffer à une température élevée pendant un temps variant, selon la construction du four et d'autres paramètres, de quelques minutes à quelques heures. Pour l'aluminium, on choisit en général une température comprise entre 300 et 400°C.

Lors d'un tel traitement thermique se produit le phénomène de la "recristallisation" : de nouveaux cristaux se forment à l'état solide (tout comme les cristaux de fonte se développent à partir du métal liquide). Le phénomène

de la recristallisation présente certaines analogies avec la cristallisation du métal liquide.

La figure 11 montre comment des germes de recristallisation apparaissent au sein du métal fortement déformé, germes à partir desquels se développent de nouveaux cristaux relativement exempts de défauts. Si l'on interrompt le processus après quelques secondes (par refroidissement de l'échantillon), on obtient l'image suivante : quelques grains de recristallisation se sont développés et au dépens de leur entourage à l'état écroui, alors que la plus grande partie du métal n'est pas encore recristallisée (fig 11b). Plus le traitement thermique se prolonge, plus la recristallisation progresse, jusqu'à ce que finalement tout le métal soit constitué de grains recristallisés.

La vitesse de recristallisation augmente avec la température par suite de la mobilité accrue des atomes. En fait la recristallisation se produit (pour une durée de traitement thermique donnée) que lorsque la température de recuit dépasse un seuil déterminé, le "seuil de recristallisation".

22.3.3 Seuil de recristallisation

Il dépend des facteurs suivants :

a. éléments d'addition : la température de recristallisation augmente avec la teneur en Mn, Fe, Zr ou Cr dissous ou finement dispersé.

b. durée du traitement : plus celui-ci est court, plus le seuil de recristallisation est élevé.

isation est élevée. Une tôle d'aluminium très fortement écrouie recristallise par exemple :

- à 500°C en quelques secondes
- à 380°C en quelques minutes
- à 280°C en quelques heures,

c. degré d'écrouissage : plus l'écrouissage est fort, plus le seuil de recristallisation s'abaisse. Pour l'aluminium pur et une durée de traitement de 2 heures, on aurait les températures suivantes : [5]

Tableau 9

degré de déformation à froid en %	Température de recristallisation complète en °C
5	500
20	400
40	360
80	320
98	300

La recristallisation à grains grossiers peut se produire pour différentes raisons

o

- a. trop faible déformation à froid,
- b. échauffement trop lent (en particulier pour les alliages Al-Mn)

- c. température de recuit trop élevée,
- d. temps de recuit trop long
- e. composition métallurgique défavorable (par exemple teneur en Fe trop faible),

f. distribution défavorable des atomes étrangers. La plupart du temps, celle-ci résulte d'une sursaturation d'éléments d'addition dans le métal rapidement solidifié (M_n , Fe) et d'un traitement thermique inapproprié.

2.2.34 Recristallisation primaire et grossissement du grain d'une tôle déformée à froid par laminage (Schématiquement d'après G. Masing) figure 12

1.- La "recristallisation primaire" est achevée : il s'est formé une structure de recristallisation, donc tendue. Une attaque chimique permet de constater l'orientation approximativement aléatoire des grains, ce qu'on a fait ressortir sur le dessin.

2.- Le recuit a été poursuivi longtemps ou à plus haute température après la fin de la recristallisation primaire : quelques grains, ayant une orientation propre à favoriser leur croissance, ont grossi aux dépens de leurs voisins.

3.- A la place (ou à la suite) du grossissement du grain peut se produire une recristallisation secondaire, caractérisée par la croissance rapide de quelques grains géants. La recristallisation secondaire apparaît surtout lors de recuits à haute température et de longue durée, notamment lorsque des hétérogénéités dues à la précipitation d'éléments d'addition ne se dissolvent pas simultanément dans les grains voisins.

CHAPITRE II

Morphologie d'écroutissage et de
recristallisation des agrégats polycristallins

3.1 Morphologie d'écrasage

Les agrégats polycristallins sont caractérisés par :

- la morphologie des grains c.à.d leurs taille, forme, elongation, ect...
- la texture des grains : ensemble des orientations cristallographiques des grains.

La morphologie et la texture dépendent :

- du type de déformation (laminage, filage, traction, emboutissage, ...),
- des mécanismes de la déformation (glissement, maclage, ...),
- de la texture et de la morphologie initiales.

La désorientation des grains et leurs liaisons par des joints (de grains) dans l'agrégat a pour conséquence, au cours d'une déformation permanente :

1° - la rotation du réseau (imposée pour le maintien de la cohésion) entraîne une fragmentation des grains . Cette fragmentation est d'autant plus poussée que la déformation est importante .

2° - l'intérieur d'un grain de gros diamètre est moins "dur" que celui d'un grain fin .

Suivant le type de déformation les grains ont une morphologie bien déterminée .

Une déformation de révolution (tréfilage, étirage, extrusion, compression uniaxiale) entraîne l'allongement des grains dans la direction de l'effort . Dans

le cas d'une déformation triaxiale comme le laminage par exemple, l'allongement du grain se fait dans deux directions. Cette anisotropie s'accroît au cours de la déformation. Elle s'accompagne d'une fragmentation. Ce qui fait le grain fortement écroui est très différent, du point de vue morphologie, du grain initial.

3.2. Morphologie de recristallisation.

Lors de la recristallisation d'une tôle d'aluminium, il se forme des cristaux dont la taille, la forme et l'orientation sont différentes de celles des cristaux de la matrice dans laquelle il se sont développés (fig 11 et 12). Cette morphologie de recristallisation peut être considérée comme la conséquence de la facilité ou de la difficulté avec laquelle les joints limitant les nouveaux grains ont progressé dans la matrice écrouie. En effet, la taille et la forme sont directement liées à la vitesse avec laquelle le joint migre dans les diverses directions cristallographiques. Ainsi l'anisotropie provoquée par l'écrasement disparaît et laisse place à une forme isotrope ou du moins d'atténuation suivant les conditions de recristallisation et de l'état du métal (pureté, degré de déformation).

Pour expliquer la formation de la texture de recristallisation à partir de celle de l'écrasement, deux théories ont été proposées.

D'après Bürgers et LOUWERSE [6] les textures de recristallisation sont provoquées par des germes de métal écroui ayant la même orientation que le métal recristallisé. Pour cette théorie appelée "théorie de germination orientée", certaines orientations se développent dans le métal déformé plus rapidement

dans certaines directions que dans d'autres; le déplacement des atomes dans la matrice déformée s'effectue lentement lorsque le nouveau grain possède approximativement la même orientation que la matrice et rapidement lorsque la désorientation est plus importante. Pour la théorie des textures de croissance des grains de recristallisation sont dues à la croissance préférentielle des grains possédant une certaine orientation par rapport à leurs voisins.

Des études faites faites ont montré que le réseau écroui et le réseau recristallisé se séparent l'un de l'autre par rotation autour d'un axe commun. Ces deux réseaux ont plusieurs orientations atomiques communes dans le joint qui les sépare. On a trouvé que la mobilité ~~atomique~~ de ces joints est plus grande que celle des joints ordinaires surtout dans le cas des métaux impurs [7].

CHAPITRE IV

Méthodes expérimentales
et matériaux étudiés

L'étude morphologique du grain de recristallisation de l'aluminium a été effectuée par la méthode macrographique.

L'étude des propriétés mécaniques a été réalisée au moyen d'essais de traction et de dureté.

4.1 Prélèvement des échantillons

Le matériau étudié, c'est un aluminium de teneur conventionnelle 99,5% (A5) provenant de l'unité de la minerie SNS GUÉ de Constantine.

L'analyse chimique de ce matériau a donné la composition suivante:

$$\text{Si} = 0,38\%$$

$$\text{Fe} = 0,22\%$$

$$\text{Cu} < 0,01\%$$

$$\text{Mn} < 0,01\%$$

$$\text{Mg} < 0,01\%$$

4.2 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes sont des éprouvettes polycristallines, de traction à section rectangulaire de forme allongée, dont les dimensions sont données par la norme AFNOR NF03-251.

La longueur entre repères L_0 (fig 13) des éprouvettes proportionnelles ($K=5,65$) à section rectangulaire a été déterminée par l'abaque (fig 15) dont le

dont le mode d'emploi est le suivant :

L'abaque est tracé par application de la méthode des alignements :

- Sur les échelles latérales, on cherche les points représentant l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette.

- Joindre ces deux points par une droite

- A l'intersection de cette droite avec l'échelle centrale, lire la longueur L_0 sur la graduation correspondante. La section S_0 peut être lue au même point sur la graduation de droite.

Dans notre étude les dimensions prises sont les suivantes :

K	l _(mm) largeur	section S ₀ (mm ²)	longueur L ₀ (mm)	longueur calibré L _c (mm)	longueur totale L _t (mm)
5,65	30	90	52	100	220

Ces éprouvettes ont été réalisées sur une fraiseuse universelle et la finition a été faite à la main au moyen des papiers abrasifs 320 et 600.

4.3 attaque chimique

Deux réactifs d'attaque macrographique, ont été essayés après un décapage préalable de l'alumine (Al_2O_3) par une solution de NaOH à 40°

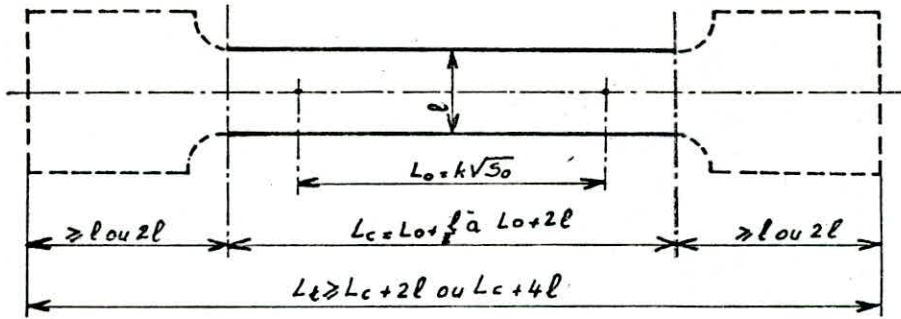


Fig. 13. Éprouvette proportionnelle de traction à section rectangulaire.

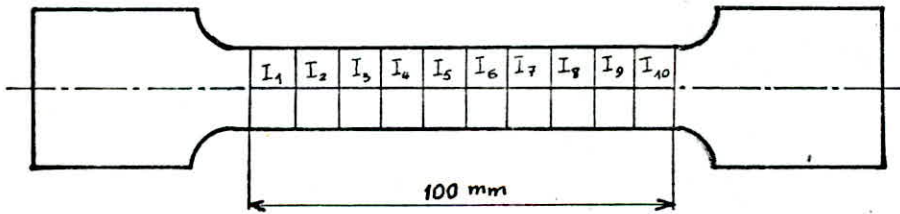


Fig. 14. Modèle type de la préparation des échantillons

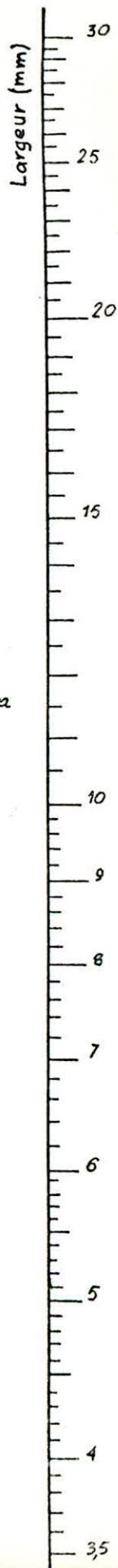
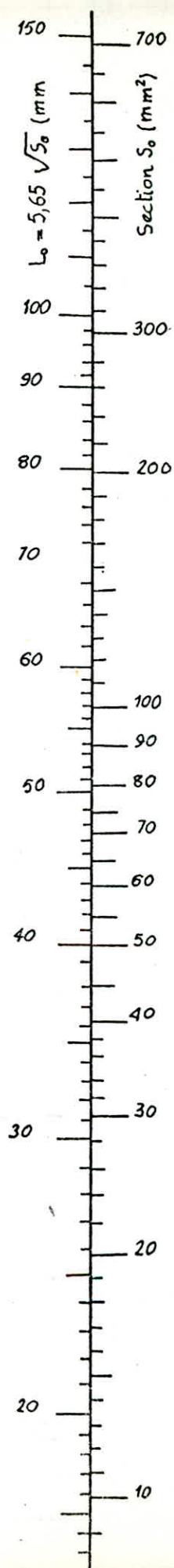


Fig. 15. Abaque tirée de la NFA 03-251

- Premier réactif

- HF 0,5% (en masse)
- HCl 1,5%
- HNO₃ 2,5%
- H₂O 95,5%

- Deuxième réactif

- HNO₃ 1 volume
- HCl 3 volumes
- H₂O 1 volume

Les meilleurs résultats ont été obtenus en utilisant le deuxième réactif pour une durée d'attaque de 15 à 20 secondes.

4.4 - Recuit d'homogénéisation et de recristallisation

Avant toute étude les éprouvettes de traction ont subi un recuit préalable d'homogénéisation à 450°C pendant 3 heures.

Pour déterminer les conditions de recristallisation des échantillons écrouis, des recuits ont été faits à 350, 450, 550 et 600°C pendant 30 et 45 mn. Une recristallisation régulière a été obtenue pour un recuit à 600°C pendant 30 mn.

Les recuits ont été effectués dans un four électrique compact, de marque ETR (fig 16), qui est constitué essentiellement

- du four lui-même, avec son laboratoire de travail
- du bloc commandes-régulation sur lequel repose le four
- de régulateur de température

L'ocillon obturable de la porte permet l'observation du laboratoire pendant le fonctionnement, et le passage d'un thermocouple de contrôle.

Le capteur de la température est un thermocouple chromel-Alumel placé dans le laboratoire du four, au voisinage des résistances chauffantes.

Le four peut travailler jusqu'à 1200°C.

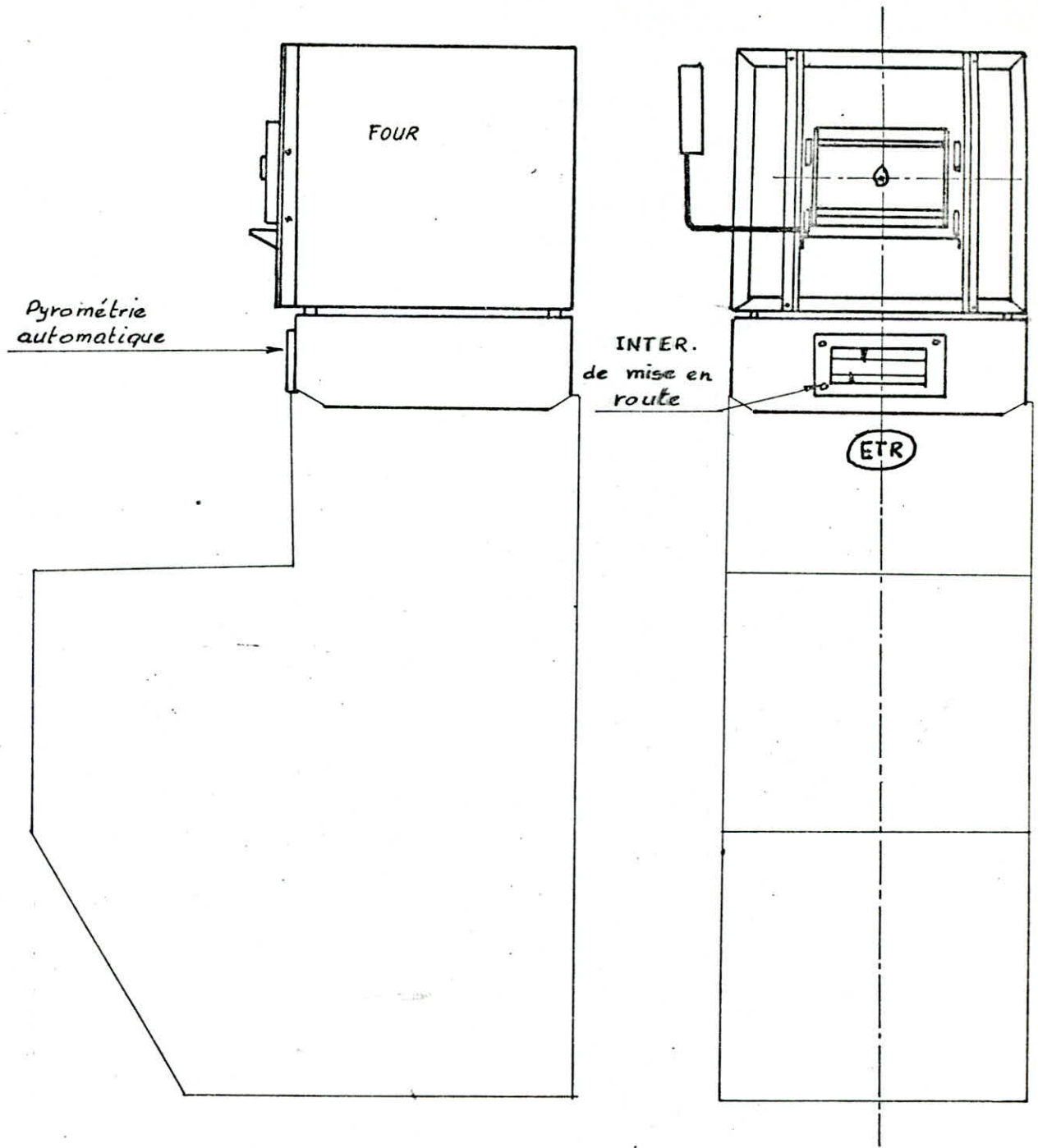


Fig. 16 .- Four ETR

4.5 Techniques expérimentales

4.5.1 Essai de traction

Nous avons utilisé dans notre étude une machine universelle de traction du type USDR (fig 17) qui permet en appliquant à l'éprouvette une charge croissante à vitesse constante de mesurer simultanément l'accroissement en % de la longueur. La vitesse de l'essai choisie est de 0,5 mm/min.

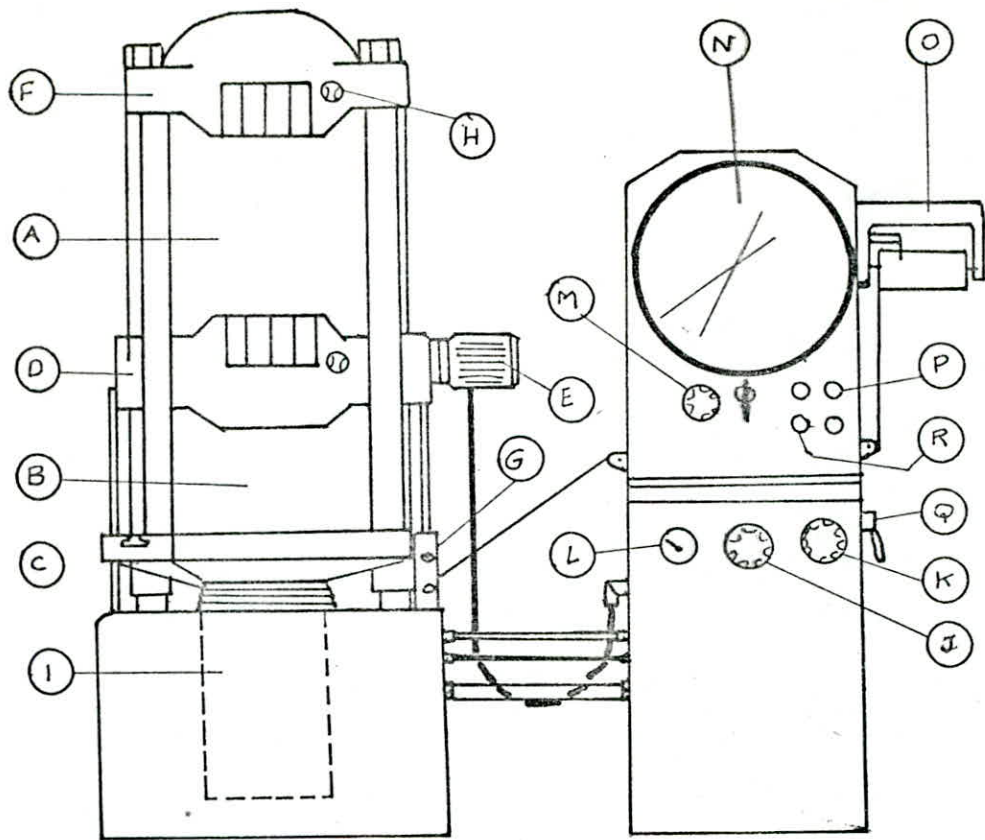
La limite élastique dans notre essai a été mesurée par un extensiomètre électronique SKF modèle EL 502.

4.5.2 Détermination de l'écroutissage

L'allongement des éprouvettes n'étant pas toujours le même sur toute la longueur, nous avons pris la précaution de le déterminer localement de la manière suivante : nous avons tracé sur l'éprouvette, avant son écroutissage, 11 traits perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette régulièrement espacés (l'espacement est d'environ 10 mm). Nous avons tracé également un trait confondu avec l'axe de l'éprouvette (fig 14). Les positions relatives de ces repères après écroutissage nous permettent de calculer l'allongement réparti de l'éprouvette.

Pour étudier les variations des dimensions de l'éprouvette au cours de l'essai de traction, nous considérons les grandeurs suivantes :

$$A\% = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100, \text{ avec } L_0 \text{ et } L \text{ longueurs avant et après l'essai}$$



LEGENDE

Poste de travail

Poste de commande DR

- A - Emplacement pour essais de traction
- B - Emplacement pour essais de compression, flexion, pliage, billage, flambage
- C - Traverse inférieure
- D - Traverse intermédiaire
- E - Moteur de traverse
- F - Traverse supérieure
- G - Commande électrique de traverse mobile
- H - Commande serrage des mors
- I - Vérin

- J - Réglage des charges
- K - Réglage de la vitesse
- L - Commande manuelle "décharge", stop, charge"
- M - Commande changement de sensibilité
- N - Cadran indicateur avec aiguille maxi
- O - Enregistreur allongement
- P - Pompe MARCHE ARRET
- Q - Séctionneur général
- R - Commande "charge Décharge"

Fig. 17 - Machine universelle de traction
Type U5 DR.

- la contrainte conventionnelle :

$$F = Q/s_0$$

Q étant la charge maximale appliquée

s_0 la section initiale.

Les déformations rationnelles se déduisent de la manière suivante :

- la déformation longitudinale

$$\epsilon_L = L_n \frac{L}{L_0} = L_n \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = L_n(1+A)$$

- les déformations transversales

$$\epsilon_l = L_n \frac{l}{l_0} \quad \text{suivant la largeur}$$

$$\epsilon_e = L_n \frac{e}{e_0} \quad \text{suivant l'épaisseur}$$

- la contrainte rationnelle :

$$\sigma = \frac{Q}{s} = \frac{Q}{s_0} (1+A) = F(1+A) \quad , s \text{ est la section instantanée}$$

4.5.3 - Essai de ductilité

Dans notre étude nous avons préféré utiliser la microducté Vickers pour la précision des résultats qu'elle permet d'obtenir.

Le microduromètre est caractérisé par la forme pyramidale à base carrée avec un angle de 136° (fig 18) de son pénétrateur en diamant.

La dureté s'exprime par un nombre d'unité vickers obtenu par la relation ci-dessous :

$$H_v = \frac{P}{S} \quad (P \text{ est exprimé en kg force})$$

S représente la surface latérale de l'empreinte et peut s'exprimer en fonction de la diagonale " d " du carré de la base de l'empreinte pyramidale lorsque la charge est supprimée.

$$S = \frac{d^2}{2 \sin 68^\circ}$$

$$\text{d'où } H_v = \frac{2P \sin 68}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

L'essai a été fait sur des échantillons prélevés des éprouvettes étudiées, enrobés à froid et polis au papier émeri.

La charge de l'essai est de 200 gr.

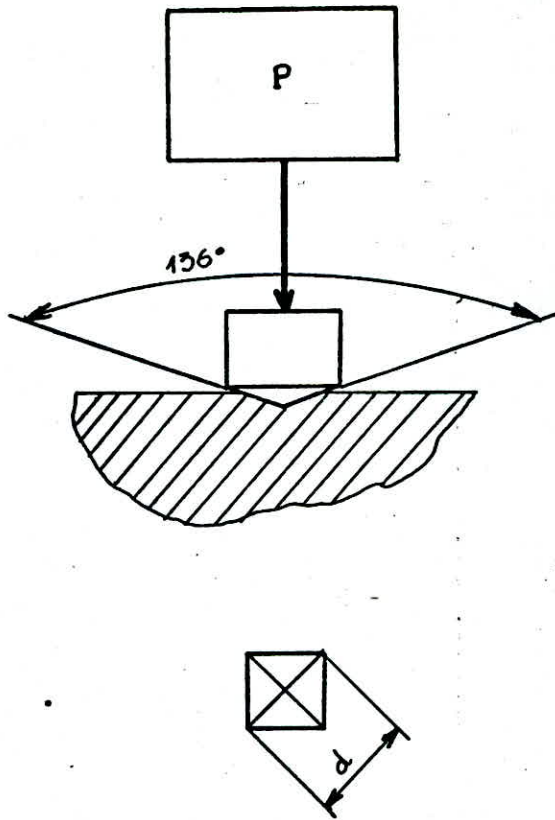


Fig. 18. Pénétrateur Vickers

4.5.4 Etude de la morphologie du grain

L'étude étant macrographique et son domaine est celui des faibles déformations allant de 0 à 10%. La méthode utilisée est l'étude de l'évolution de la taille et de la forme des grains par observation directe et par le calcul des dimensions des grains dans deux directions : direction parallèle à celle de la traction et la direction perpendiculaire à la contrainte.

CHAPITRE V

Résultats expérimentaux
et interprétations

5.1 Etude morphologique de la structure de recristallisation

Pour les petites déformations, nous obtenons des grains grossiers, qui s'allongent dans le sens de la traction avec une répartition non homogène de la morphologie. Ce n'est qu'à partir d'une déformation supérieure à 4% que les grains ont tendance à devenir isotropes et la morphologie de ces derniers commence à se répartir d'une façon homogène. A partir d'une déformation supérieure à 7% les grains de recristallisation s'affinent et deviennent isotropes. Leur répartition morphologique devient homogène (fig. 19).

5.1.1 Détermination du seuil de recristallisation

Une étude de la recristallisation à 550°C en fonction du temps de maintien montre que pour une éprouvette déformée à 4%, la formation de petits germes de recristallisation apparaît après 15 minutes. Cette germination continue et s'accompagne de la croissance des germes jusqu'à un délai de 35 minutes.

5.1.2 Influence de l'écrasement sur la morphologie du grain de recristallisation

L'écrasement appliqué pour étudier la morphologie du grain de recristallisation dans notre cas est introduit par l'essai de traction.

Le taux d'écrasement représenté sur le tableau 10 représente la moyenne des allongements répartis le long de l'éprouvette de traction. De même pour le calcul du nombre de grains par cm^2 , nous avons pris plusieurs plages et nous avons la moyenne.

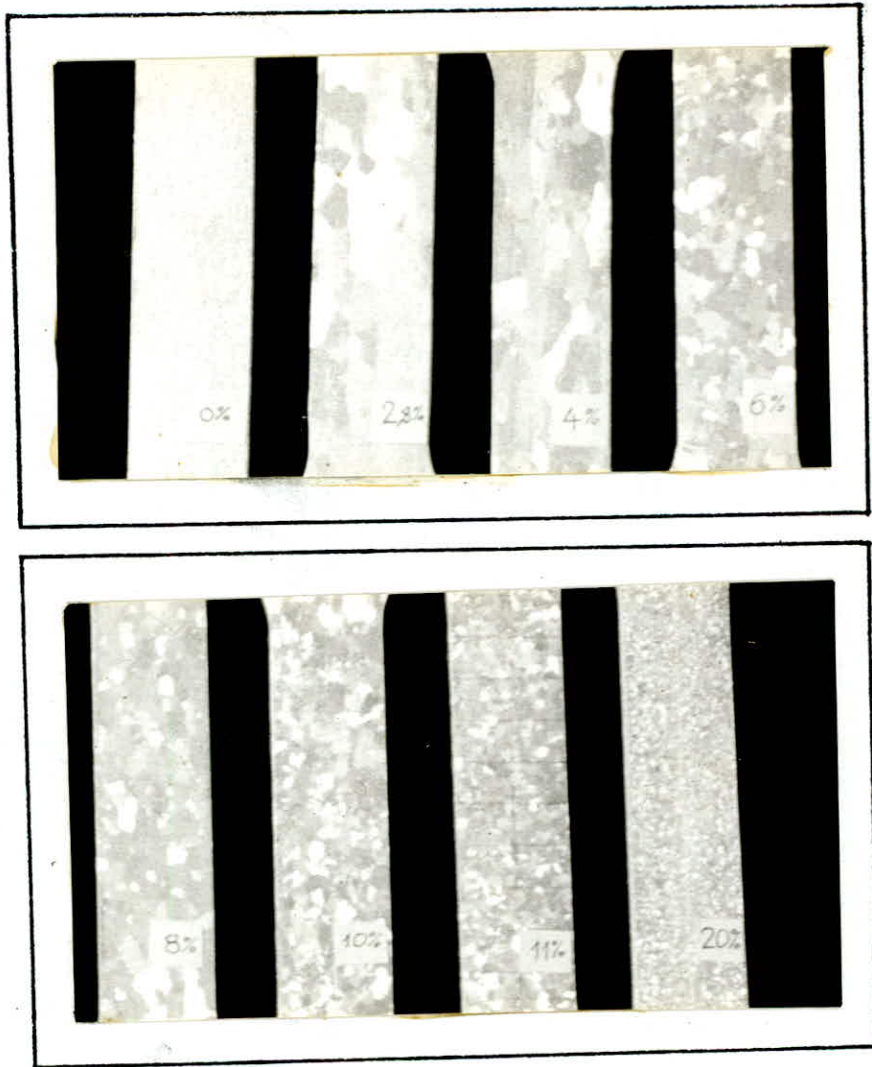


Fig. 19 .- Evolution du grain de recristallisation de l'aluminium (A5) après différents écrouissages.

Tableau 10

Eprouvettes recristallisées à 600°C pendant 30mn après écrouissage par traction

Eprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100$	0	2,8	3,89	4,65	6,1	6,8	7,84	8,89	9,88	11,45
$\frac{\Delta \rho}{\rho_0} \cdot 100$	0	-0,967	-0,895	-1,28	-1,82	-2,21	-2,63	-2,86	-3,24	-3,43
$\langle n_g \rangle$	/	5	6	13	15	17	22	30	32	34
$\langle d_g \rangle$ (cm)	/	0,6	0,5	0,23	0,2	0,18	0,14	0,1	0,09	0,08
$\langle n_L \rangle$	/	12	16	38	38	66	69	78	87	108
$\langle d_L \rangle$ (cm)	/	0,83	0,62	0,26	0,26	0,15	0,14	0,13	0,12	0,09
$\frac{\langle d_g \rangle}{\langle d_L \rangle}$	/	0,72	0,8	0,87	0,76	1,2	1	0,77	0,75	0,89
N (grains/cm ²)	/	3	5	20	26	40	51	80	102	115
dureté (Hv)	20,8	23,9	26,6	26,9	29	30,1	/	31	32,5	35,3

$\langle n_g \rangle$ = nombre de grains moyen pour $l = 3$ cm

$$\langle d_g \rangle = \frac{l}{\langle n_g \rangle}$$

$\langle d_L \rangle = \frac{L}{\langle n_L \rangle}$ avec $\langle n_L \rangle$ nombre de grains moyen pour $L = 10$ cm.

Tableau 11

$\frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100$	2	3	4	5	7	8	10
dureté (Hv)	26,3	27,6	29,3	30,1	31,3	32,4	33,4

Echantillons écrouis par traction.

Du tableau 10 nous avons tracé la caractéristique nombre de grains par cm^2 en fonction de l'allongement pour cent (fig: 20). Cette dernière nous permet de constater que le nombre de grains par cm^2 augmente avec l'allongement, donc une réduction progressive de la taille de grain au cours de l'écrasage. Nous constatons sur la ligne 20 que l'augmentation du nombre de grains par cm^2 n'est pas proportionnelle à l'allongement. Au début cette quantité augmente avec une vitesse faible, et plus on augmente le taux d'écrasage plus la vitesse de formation de nouveaux grains de recristallisation augmente. Donc l'augmentation du nombre de grains de recristallisation n'est pas uniforme au cours de l'écrasage.

Les courbes, de la figure 21, relatives aux variations des dimensions des grains de recristallisation, dans la direction de traction (suivant la longueur) et dans la direction perpendiculaire à cette dernière (suivant la largeur), en fonction de l'écrasage, confirment la tendance à l'isotropie du grain de recristallisation.

Pour cela nous remarquons que les graphes représentatifs des courbes $\langle d_1 \rangle = f(\frac{\Delta l}{l_0})$ et $\langle d_2 \rangle = f(\frac{|\Delta e|}{l_0})$ ont la même allure et que le rapport $\frac{\langle d_2 \rangle}{\langle d_1 \rangle}$ oscille autour de la valeur un (1) (fig 22). En conséquence il y a une tendance d'isotropie qui se manifeste au cours de l'écrasage.

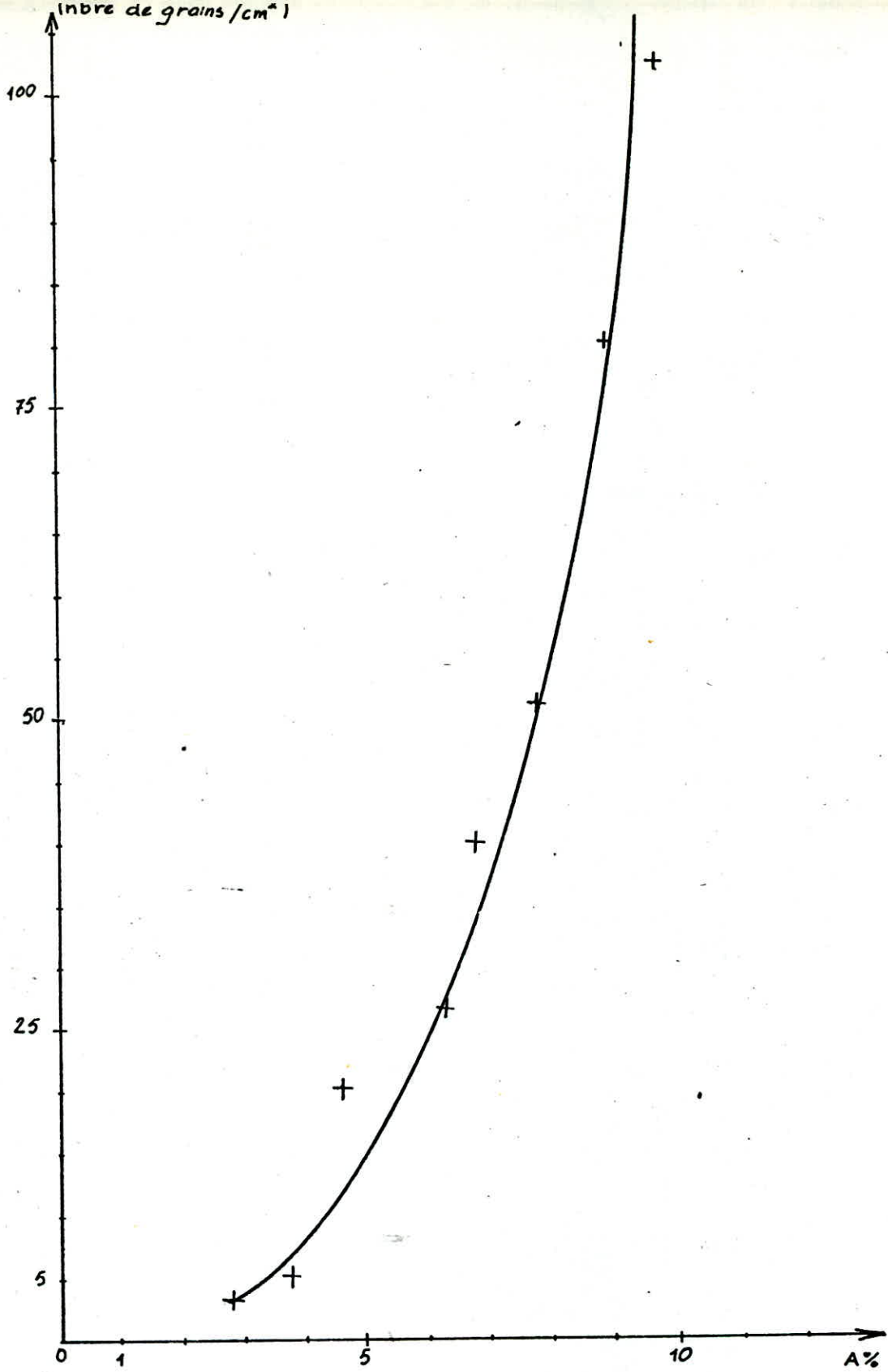


Fig. 20. - Graphe représentatif de la variation du nombre de grains recristallisés en fonction du taux d'écroutissage (nbre de grains/cm² = f(A%)).

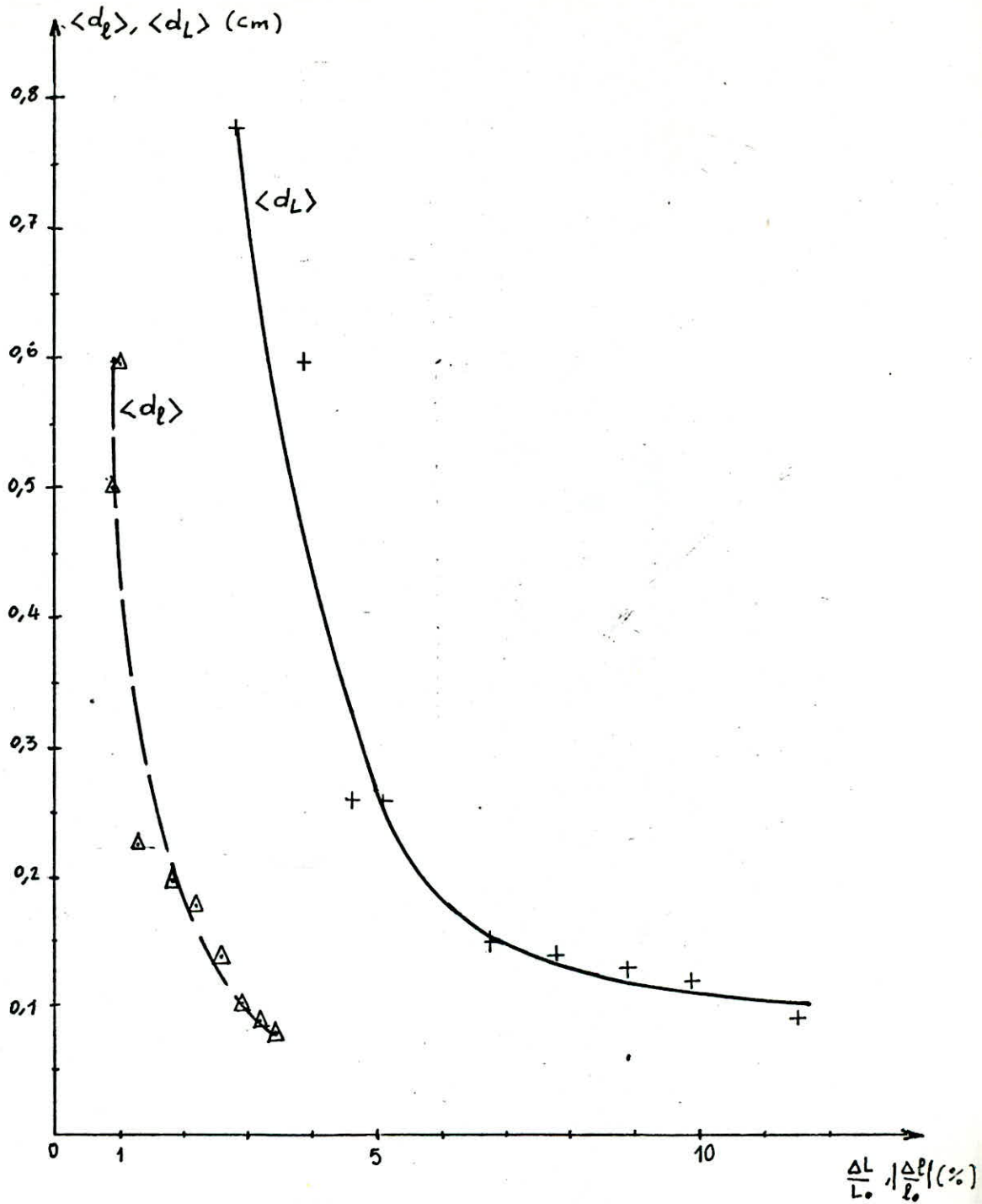


Fig: 21. - Graphes représentatifs des fonctions
 $\langle d_L \rangle = f\left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)$ et $\langle d_L \rangle = f\left(\frac{\Delta \rho}{\rho_0}\right)$

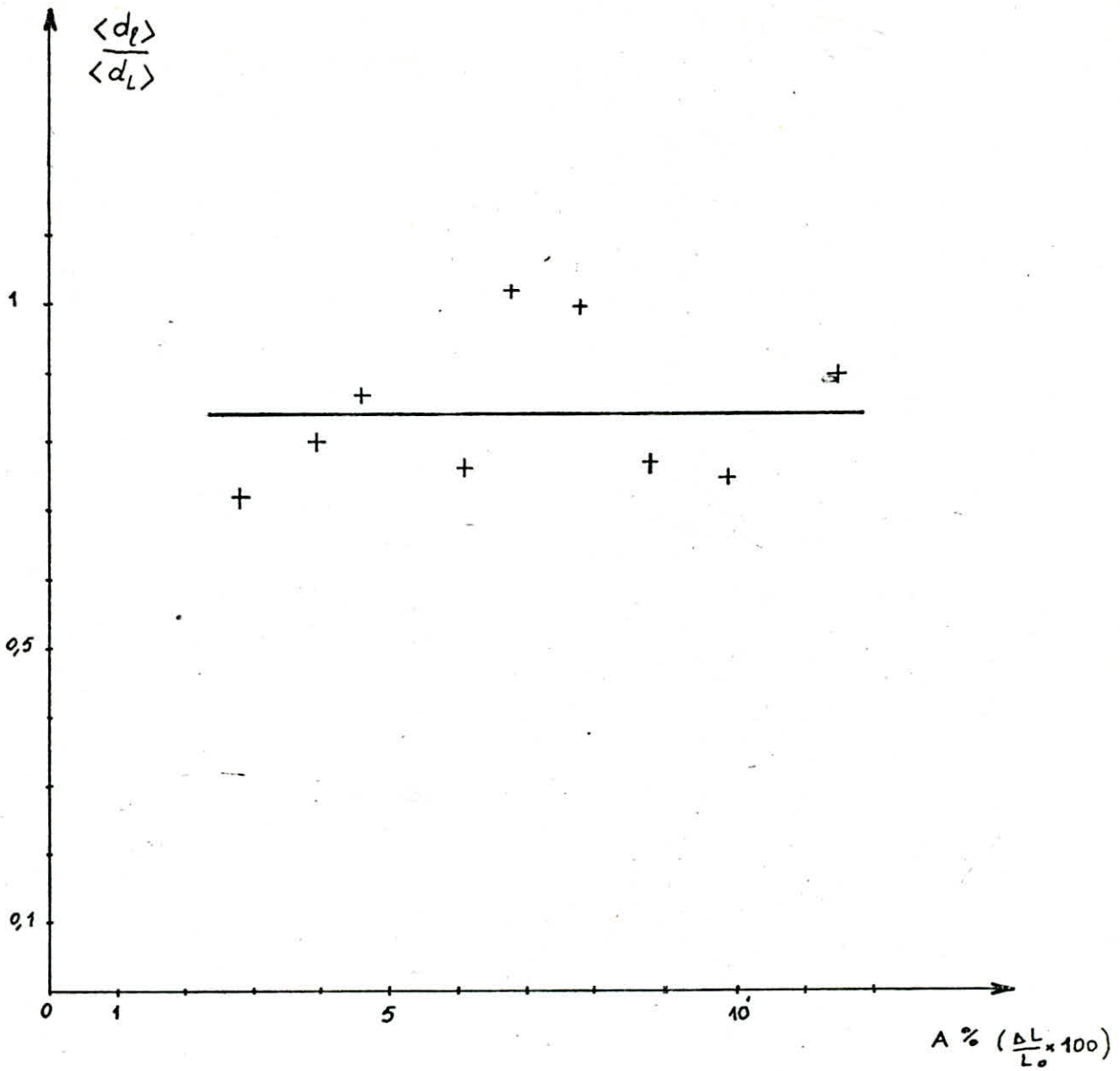


Fig. 22. - Graphe representatif de la fonction $\frac{\langle d_t \rangle}{\langle d_L \rangle} = f(A\%)$.

5.1.3 Influence de la structure, de recristallisation sur les propriétés mécaniques

Les essais de microdureté Vickers sur les éprouvettes, déformés de 0 à 10% puis recristallisés montrent que la dureté augmente avec l'écrasement donc avec le nombre de grains recristallisés par cm^2 (fig: 23). Une comparaison avec la dureté de ces éprouvettes écrasées avant recristallisation, montre que l'effet de la recristallisation est la diminution de la dureté pour un état d'écrasement donné. Ce résultat est illustré sur la figure 24.

5.1.4 Détermination de l'écrasement critique

L'écrasement des éprouvettes polycristallines, de 0 à 10%, permet de déterminer la limite ou dessous de laquelle la germination de nouveaux cristaux ne se produit plus, et cette limite est d'environ 2,8%. Ce seuil correspond à l'écrasement critique de l'aluminium A5. Nous pouvons vérifier, ce résultat sur la figure 20.

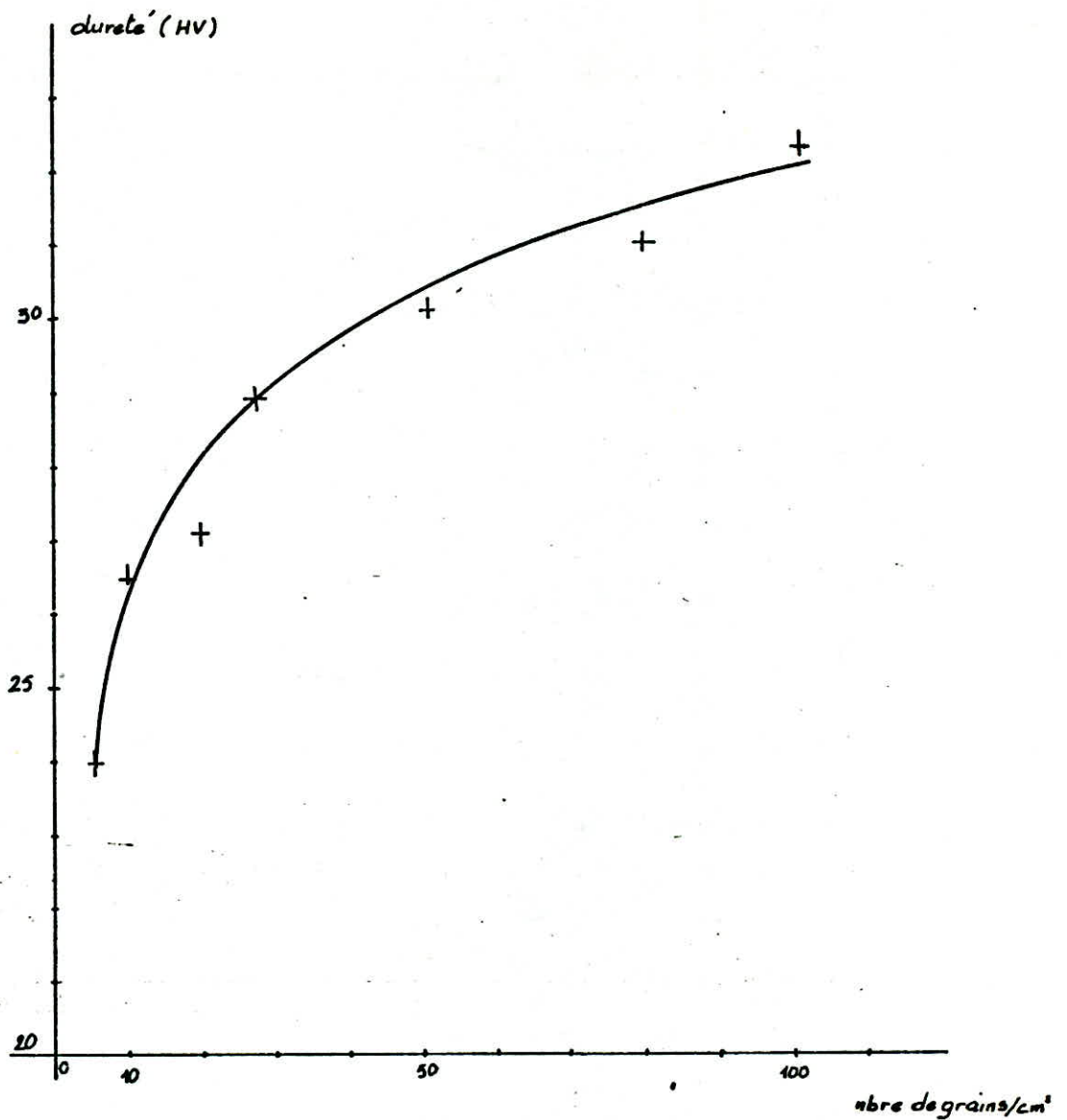


Fig. 23 - Graphe représentatif de la micro-dureté Vickers en fonction du nombre de grains, ($HV = f(\text{nbre de grains/cm}^2)$), recristallisés.

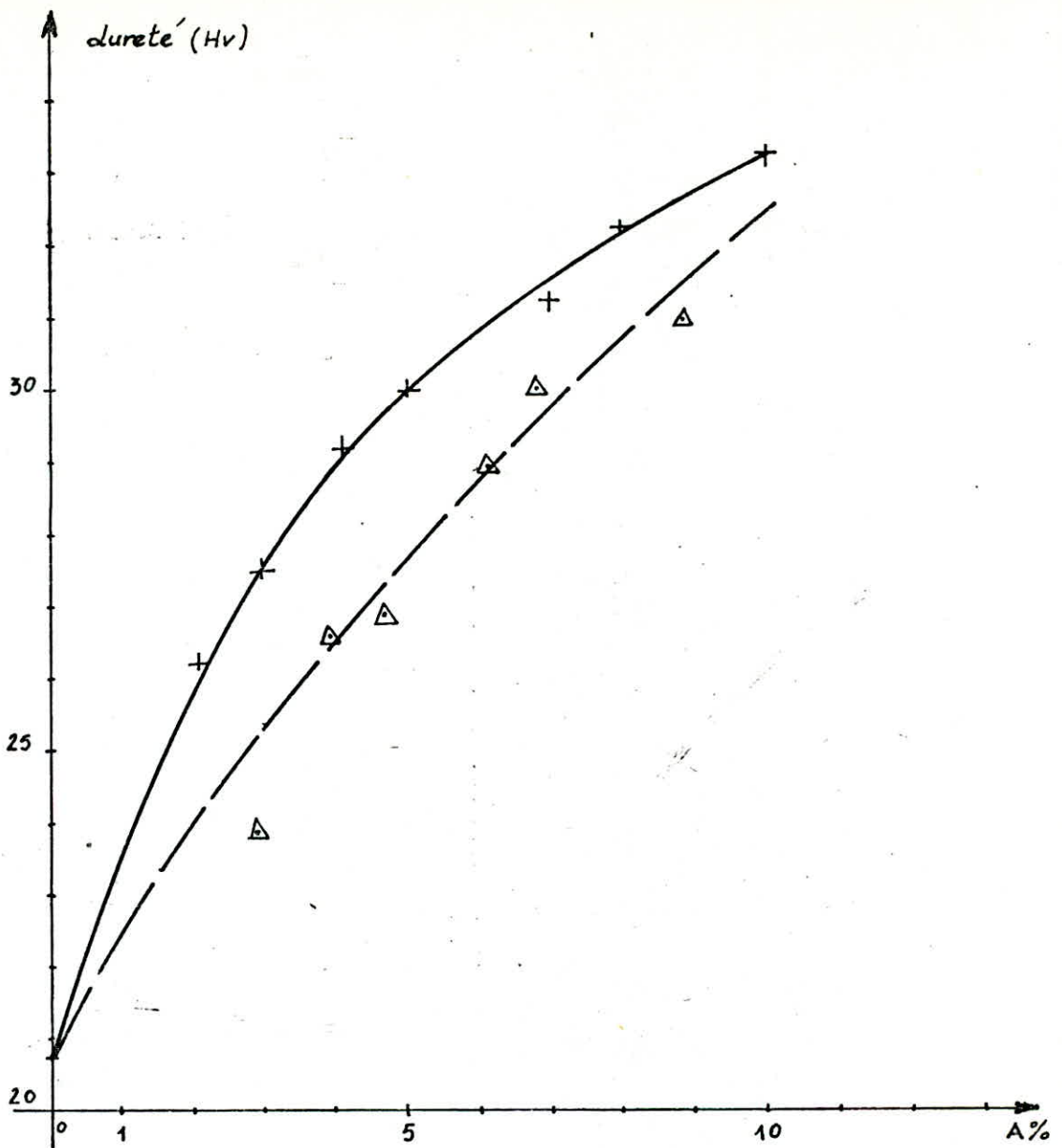


Fig: 24 .- Graphe représentatif de la dureté Vickers en fonction de l'allongement A%

+ ————— échantillons écrouis
 Δ — — — — — échantillons recristallisés

5.2 - Analyses complémentaires

5.2.1 - Enregistrement du diagramme de traction avec détermination de la limite de proportionnalité

La machine de traction est équipée pour l'enregistrement de l'essai (fig 17). Selon le type de l'alliage et l'histoire du matériau, les diagrammes de traction peuvent être très différents. Pour un métal déterminé, seule la pente de la droite de Hooke, est une mesure du module d'élasticité, est constante. La figure 25 représente un diagramme de traction caractéristique de l'aluminium A5 recuit pendant 3 heures à 450°C.

On voit que la droite de Hooke a une pente très raide.

Dans ce diagramme on tire les caractéristiques suivantes

- la charge à la rupture

$$R = 755 \text{ daN pour } S_0 = 90 \text{ mm}^2 \Rightarrow R = 8,39 \text{ daN/mm}^2$$

- l'allongement à la rupture

$$A = 46\%$$

Nous pouvons aussi lire dans ce diagramme la "limite de proportionnalité". Cette grandeur indique pour qu'elle tension apparaît un allongement permanent de 0,02%. Une déformation plastique aussi faible peut parfois jouer un rôle en construction. Mais il suffit dans la plupart des

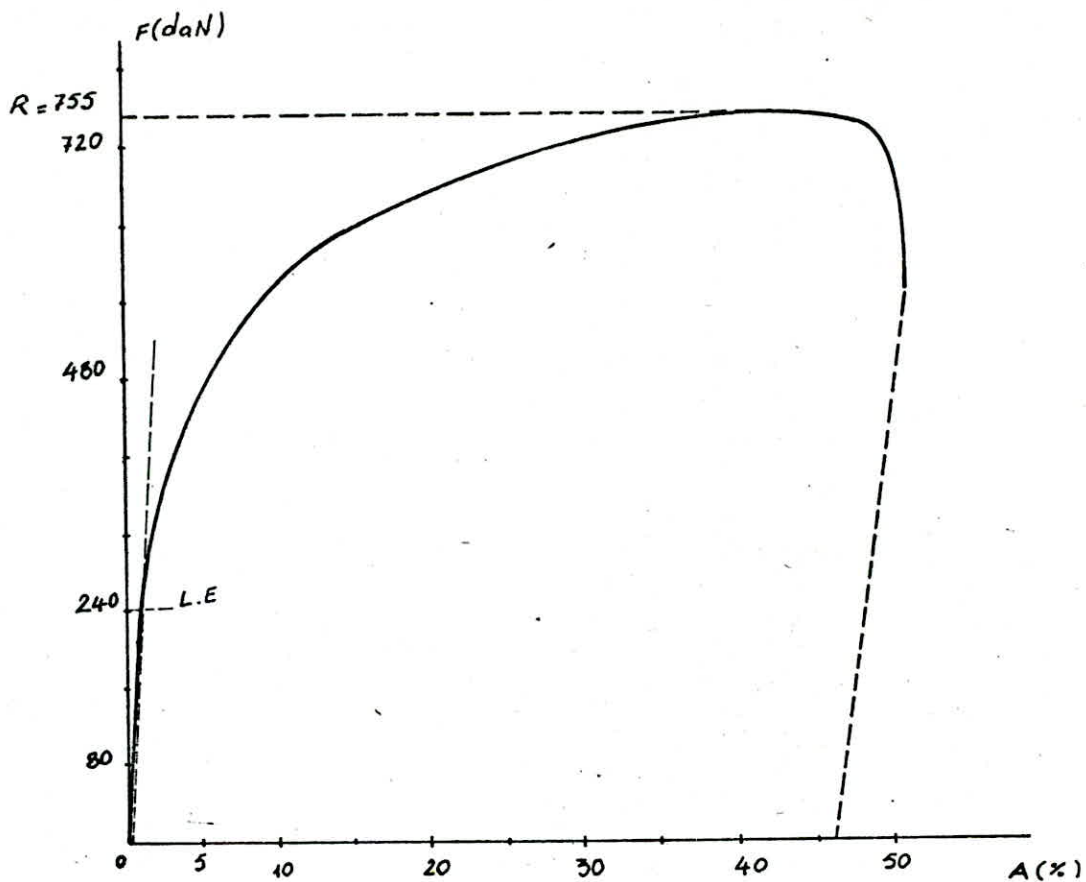


Fig. 25. - Diagramme force allongement enregistré sur machine de traction.

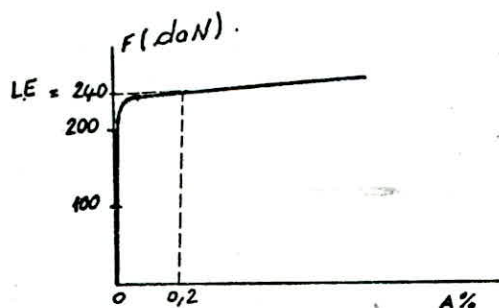


Fig. 26. - Diagramme force allongement enregistré avec un extensiomètre.

cas de déterminer la limite élastique à 0,2%, plus facile à mesurer.

Dans notre travail, cette mesure a été déterminée avec un extensiomètre électronique.

$$L_{E_{0,2}} = 240 \text{ daN pour } S_0 = 90 \text{ mm}^2$$

$$\text{d'où } L_{E_{0,2}} = 2,7 \text{ daN/mm}^2$$

ce résultat est illustré sur la figure 26.

522 Evolution des déformations Longitudinale
et transversales au cours de l'écrouissage.

Tableau 12

Eprouvette	$E_L = L_n \frac{L}{L_0}$	$E_l = L_n \frac{l}{l_0}$	$E_e = L_n \frac{e}{e_0}$
1	0	0	0
2	0,027	-0,0097	-0,027
3	0,038	-0,0089	-0,033
4	0,045	-0,0129	-0,040
5	0,059	-0,0180	-0,061
6	0,066	-0,0224	-0,066
7	0,075	-0,0267	-0,093
8	0,085	-0,0290	-0,104
9	0,094	-0,0330	-0,122
10	0,108	-0,0348	-0,146

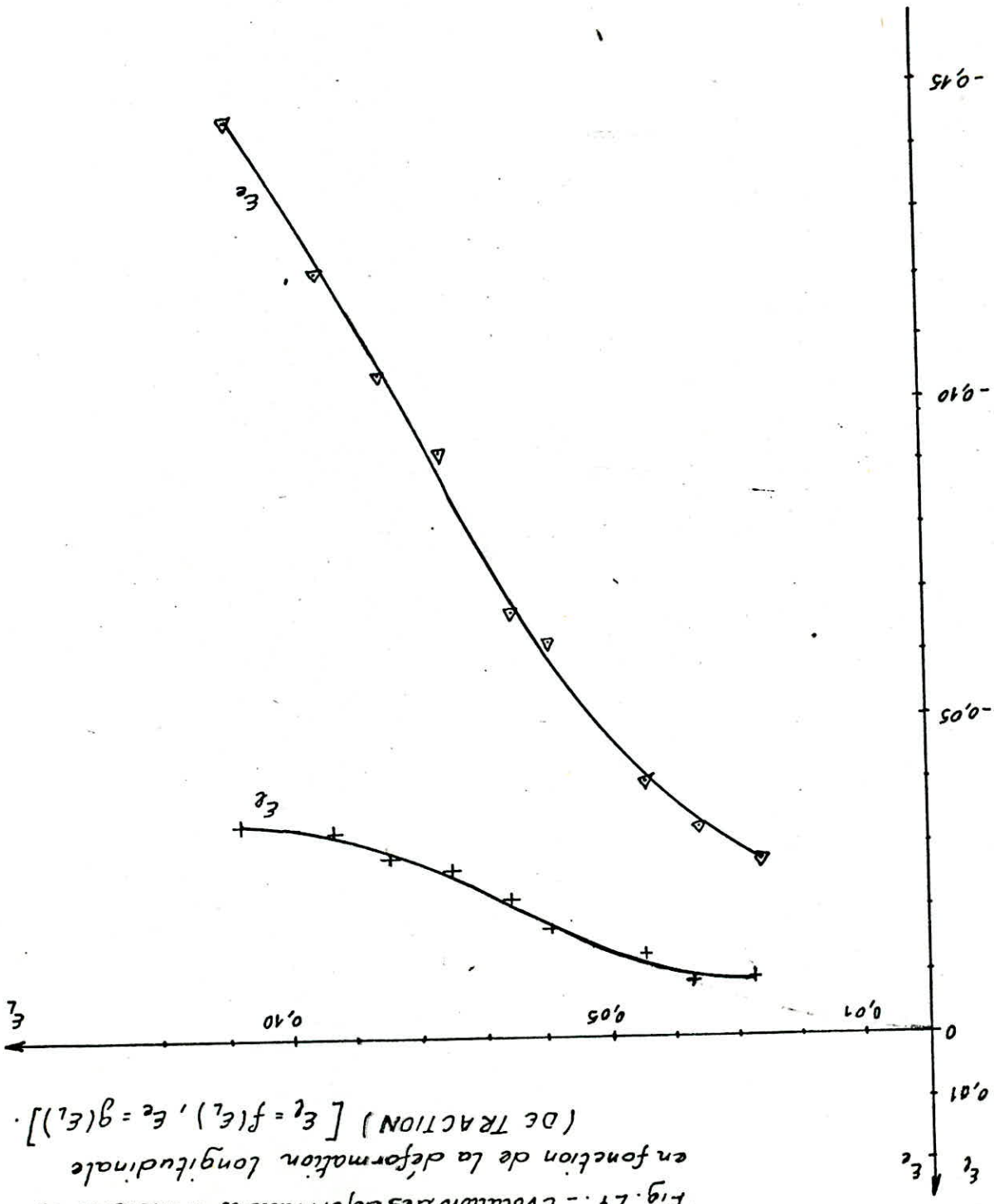


Fig. 27. - Evolution des deformations transversales en fonction de la deformation longitudinale (DE TRACTION) [$\epsilon_t = f(\epsilon_l)$, $\epsilon_t = g(\epsilon_l)$].

D'après le tableau 12 nous avons tracé la figure 27 sur laquelle nous constatons que la déformation est plus faible suivant la largeur que la déformation suivant l'épaisseur. Au cours de la déformation de l'éprouvette, la fragmentation des grains, constituant cette dernière, se fait de façon anisotrope ; ce qui confirme l'allongement du grain dans la direction de la déformation et sa contraction dans les directions perpendiculaires. Il est évident que cette anisotropie est due à la nature de la déformation appliquée (déformation uniaxiale par traction).

Conclusion

La recristallisation se produit à partir d'un certain écrouissage minimum d'environ 3% qui correspond à l'écrouissage critique de l'aluminium A5.

La morphologie de recristallisation dépend du taux d'écrouissage préalable. Le grain de recristallisation est d'autant plus fin et isotrope que le taux d'écrouissage est élevé. De même, nous avons constaté que la répartition de la morphologie de recristallisation est plus homogène. Pour de faibles déformations, de l'ordre de 3 à 4%, les grains sont anisotropes: ils sont allongés dans le sens de la traction. Ceci est dû au cisaillement provoqué par le mécanisme de glissement et de la rotation.

La dureté de l'aluminium augmente avec l'écrouissage. Ceci provient de la fragmentation des grains au cours de l'écrouissage qui provoque une augmentation des surfaces de joints de grains, dans lesquels sont concentrées les dislocations, les défauts et les impuretés.

La recristallisation abaisse la dureté et améliore donc la plasticité. Le grain recristallisé est moins "dur" qu'à l'état écroui. Ceci résulte du déplacement des joints de grains. Un joint de grains peut se déplacer par rapport à l'ensemble formé par les deux cristaux qu'il sépare, et sa migration provoque un perfectionnement du réseau. Ce qui entraîne la formation de nouveaux grains, à structure plus parfaite que celle de la matrice écrouie, par le processus de germination et croissance.

Avec les moyens mis à notre disposition il nous a été malheureusement difficile de contrôler la migration des joints de grains et par conséquent le processus de formation des grains de recristallisation à partir de la matrice écrouie. Ceci ne nous permet pas d'expliquer l'isotropie que nous nous limitons à constater seulement.

Nous sommes convaincus qu'une étude plus détaillée de la déformation et de la recristallisation du grain de l'aluminium apportera, considérablement, des améliorations et une meilleure maîtrise sur le processus industriels de traitement mécaniques et thermiques.

Liste des figures

Figs 1, 2, 3	11
Figs 4, 3bis	15
Figs 5, 6	21
Figs 7, 9	25
Figs 8, 10	27
Figs 11, 12	30
Figs 13, 14	42
Fig 15	43
Fig 16	46
Fig 17	48
Fig 18	51
Fig 19	55
Fig 20	58
Fig 21	59
Fig 22	60
Fig 23	62
Fig 24	63
Figs 25, 26	65
Fig 27	68

Références et bibliographie

- [1] - Techniques de l'ingénieur Form M 443-1 édition 1982
- Péchiney - L'aluminium tome 1
- [2] - M. CHOSSAT, P. LACOMBE et G. CHAUDRON
Revue Mét., 46, p 676 (1949)
- [3] - Ph. ALBERT et J. LEHERICY
C.R. Acad. Sci. 242, p 1612 (1956)
- [4] - M. BONZEL le tréfilage de l'acier.
- [5] - D. ALTEMPOHL. Un regard à l'intérieur de l'aluminium.
GmbH. Düsseldorf édition 1975.
- [6] - C.S BARRETT structure des métaux
- [7] - O. DIMITROV la migration des joints de grains
colloque int. du CNRS
(les joints intergr. dans les métaux)
p. C 4 321 (1975).
- [8] - J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT et J. TALBOT la mét. générale.
- [9] - C. CHAUDRON Monographie des métaux de haute pureté.

- [10] . B CHALMERS *la métallurgie physique.*
- [11] . Y.ADDA , J.DUPOUY , J. PHILIBERT et Y. QUERE
Eléments de la mét. phy. (déformation plastique).
- [12] . P. COULOMB *Les textures dans les métaux cubiques.*
- [13] . H. MAJOLIN *Recristallisation et texture.*
- [14] . B. BAUDELET , M. DEGUEN , P. PARNIERE , F. RONDE OUSTAU et G. SANZ .
Mémoires scientifiques . Revue de la métallurgie (Juillet 1978).
- [15] . P. PARNIERE . *Mémoires scientifiques . Revue de la métallurgie (Décembre 1978).*

