

وزارة التعليم و البحث العلمي
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

2ED

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : de Metallurgie

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

COMPORTEMENT DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM AU
COURS DE L'ECROUISSAGE PAR TREFILAGE, ET AU
COURS DE LA RECRISTALLISATION.

Proposé Par :

k - ABADLI

Etudié par :

Y - AKTOUF

M - HADJ-Aïssa

Dirigé par :

K - ABADLI

PROMOTION :

Juin - 1989 -

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : de Metallurgie



PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

COMPORTEMENT DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM AU
COURS DE L'ECROUISSAGE PAR TREFILAGE, ET AU
COURS DE LA RECRISTALLISATION.

Proposé Par :
k - ABADLI

Etudié par :
Y - AKTOUF
M - HADJ-Aïssa

Dirigé par :
K - ABADLI

PROMOTION : Juin - 1989 -

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Nous exprimons notre profonde gratitude à Monsieur K ABADLI , qui nous a dirigé et tant bien suivi durant notre travail.

Nos remerciements vont aussi à Messieurs DJEGHLAL , MATSTROUK , KARPATI , N'GUYEN et DO NANG TIANG , qui nous ont suivi durant notre formation d'ingénieur , et ont été toujours présents pour nous donner des renseignements scientifiques.

Nous tenons à remercier Mesdemoiselles D TALI-MAAMAR et D BENABDELOUHAB , qui nous ont été d'une aide précieuse pour l'élaboration de ce memoire. Nous remercions également Monsieur BOUZEGRANE , technicien au laboratoire du département de Génie-minier pour son soutien durant notre travail .

Nous ne pouvons terminer sans exprimer notre profonde et sincère gratitude pour toute l'équipe du laboratoire de controle de l'usine cablerie électrique d'Alger , et plus particulièrement SID ALI , NOUREDDINE , ABDERAHMANE , et MOHAMED pour l'interet qu'ils ont montré à notre travail , et leur aide qui nous a été très précieuse.

A

ma mère

ma soeur

mes frères

et

mes amis

Y. AKTOUF

A

mes parents

mes frères

mes soeurs

et

mes amis

M HADJ-AISSA

INTRODUCTION

CHAP I :		
	MISE EN FORME PAR TREFILTRAGE DES METAUX CUBIQUES à FACES CENTREES.....	
1.1-	Deformation plastique des métaux cubiques à faces centrées.....	6
1.2-	Analyse théorique du trefilage.....	15
1.3-	L'effet d'ecrouissage.....	24
1.4-	Deformation non homogène.....	26
CHAP II :		
	RESTAURATION ET RECRISTALLISATION DES METAUX CUBIQUES à FACES CENTREES.	
2.1-	Restauration et polygonisation.....	29
2.2-	Recristallisation primaire.....	34
2.3-	Recristallisation secondaire.....	38
CHAP III :		
	TECHNOLOGIE DE FABRICATION DU FIL MACHINE DE CUIVRE & D'ALUMINIUM.....	
3.1-	Elaboration du cuivre et de l'aluminium.....	42
3.2-	Propriétés générales du cuivre & de l'aluminium.....	45
3.3-	Procédé de fabrication du fil classique.....	63
3.4-	coulée continue.....	63
3.5-	Technologie du trefilage.....	65
CHAP IV :		
	MATERIAUX ETUDIES & TECHNIQUES EXPERIMENTALES.....	
4.1-	Materiaux étudiés.....	71
4.2-	Techniques expérimentales.....	72
CHAP V :		
	INFLUENCE DU DEGRE D'ECROUISSAGE SUR LA STRUCTURE ET LES CARACTERISTIQUES DU CUIVRE & DE L'ALUMINIUM....	
5.1-	Comportement du cuivre au long de l'ecrouissage.....	79
5.2-	Comportement de l'aluminium au long de l'ecrouissage.....	82
5.3-	Etude comparative du comportement du cuivre & de l'aluminium.....	83
CHAP VI :		
	ETUDE EXPERIMENTALE.....	
6.1-	Influence de la température de recuit.....	87
6.2-	Influence de la durée du recuit.....	93

CHAP VII :	
INTERPRETATION GENERALE.	
7.1- Comportement du Cuivre et de l'aluminium au cours de l'érouissage par tréfilage.	a 98
7.2- Comportement du Cuivre et de l'aluminium au cours de la recristallisation.	99
CONCLUSION	102
BIBLIOGRAPHIE	

INTRODUCTION

Le cuivre et l'aluminium possèdent la même structure cristalline (Cubique à faces centrées), de bonnes conductibilités électrique et thermique; les deux métaux sont ductiles, leur mise en forme à froid et leur comportement à chaud, sont très appréciables. Leurs résistances à la corrosion font qu'ils soient employés dans des domaines où le contact avec des milieux hostiles n'est pas recommandé. Ils peuvent ainsi concurrencer d'autres matériaux tels que les aciers (industrie du transport, du bâtiment, d'aéronotique et spaciale, les emballagesetc).

Dans l'industrie électrique et dans les télécommunications, les deux métaux occupent la première place dans le transport de l'énergie électrique, à cause de leurs bonnes conductibilité électrique et thermique. L'aluminium, est nettement plus léger que le cuivre. Pour obtenir la même quantité d'énergie électrique, la section du câble de l'aluminium devra être 1.6 fois plus grande que celle du cuivre, ainsi le diamètre ne sera augmenté que de 27%. De même, à échauffement égal, la section théorique de l'aluminium n'est que 1.4 fois de celle du câble de cuivre, et le poids ne sera réduit que de 42%. Cette légèreté des cubes en aluminium est considérée comme un facteur d'économie appréciable.

D'autre part, l'étude de l'évolution des prix, montre que celle de l'aluminium se caractérise par une progression plus lente relativement à l'évolution des

prix du cuivre.

De part notre étude, nous avons réservé deux chapitres à une étude bibliographique sur les métaux étudiés et sur les phénomènes de l'érouissage par tréfilage et de la recristallisation.

Les techniques expérimentales sont exposées au chapitre IV. Les chapitres V & VI sont consacrés aux résultats expérimentaux.

Nous terminons notre étude, en exposant dans le chapitre VII, l'interprétation des résultats obtenus.

CHAP I

MISE EN FORME PAR TREFILAGE DES METAUX
CUBIQUES A FACES CENTREES

1.1- DEFORMATION PLASTIQUE DES METAUX CUBIQUES A FACES CENTREES:

Les métaux cubiques à faces centrées possèdent 12 systèmes de glissement du type $\langle 110 \rangle \{111\}$. Leurs propriétés de grande ductilité associée à un durcissement par écrouissage élevé.

1.1.1- Mécanisme de la déformation d'un monocristal:

1.1.1.1- Limite élastique:

C'est la densité de dislocation qui détermine le comportement du cristal. Pour une densité inférieure à 10^3 cm^{-2} Le mécanisme de glissement est du au processus de multiplication des dislocations de type Frank-Red. Si la densité est comprise entre $10^{4.5} \text{ cm}^{-2}$ et 10^8 cm^{-2} la limite élastique est déterminée par les contraintes internes. Les dislocations sont distribuées de façon aléatoire selon un réseau tridimensionnel à noeuds triples (réseau de Frank).

Les contraintes internes sont dues aux interactions élastiques et de jonctions qui se produisent entre les dislocations en mouvement dans les plans de glissement. Les interactions de jonction semblent prédominantes et imposent le comportement du cristal [9, 11] la contrainte de jonction s'exprime par:

$$\sigma_{ij} = \frac{\mu b}{\beta} e_F^{1/2} \approx \frac{\mu b}{\beta l_f}$$

Avec :

μ : module de coulomb.

b : module du vecteur de BURGERS.

β : coefficient.

e_F : déformation.

l_f : distance moyenne entre les dislocations.

D'une manière générale, la limite élastique décroît l'orsque la température augmente. Ceci est du aux glissements déviés et au fluage.

1.1.1.2- Courbe de traction:

On distingue dans la courbe de traction d'un monocristal l'existence de trois stades (figure 1.1.1).

a)- stade I:

La consolidation est très faible, de l'ordre de $10^{-5} \mu$, le glissement s'effectue sur le système primaire essentiellement. Néanmoins, les dislocations peuvent se déplacer dans un autre type de plans constituant le système secondaire. Dans le système primaire, la création d'un nombre élevé de dipôles qui exercent des contraintes sur les dislocations. Ces dernières sont alors de plus en plus freinées dans leur mouvement et engendrent le durcissement du monocristal (figure 1.1.1).

b)- stade II:

Ce stade est caractérisé par le développement progressif des dislocations dans le système secondaire et aussi dans d'autres systèmes. Au fur et à mesure que la déformation augmente, la densité des dislocations devient progressivement uniforme dans les différents systèmes actifs [12]. Cette multiplicité de système de

glissement engendre la création de barrière aux mouvements des dislocations. Ces barrières sont des zones de concentrations des dislocations. Les empilements de dislocations formés sont relaxés par des sources émettant des dislocations dans tout les systèmes de glissement. Ainsi de nouvelles barrières sont créés et sur lesquelles s'empilent des dislocations. Ce processus se poursuit jusqu'au debut du stade III. Dans le stade II la consolidation est importante. Le taux de consolidation est constant et est de l'ordre de $4 \cdot 10^{-3} \mu$.

La contrainte de cisaillement τ s'exprime par la relation :

$$\tau = \frac{\mu b}{\beta} \rho^{1/2}$$

Aux temperature élevées le stade II peut disparaître.

c)- stade III:

La consolidation du cristal devient de plus en plus faible. La pente de la courbe de traction décroît rapidement au fur et à mesure que la déformation augmente.

Cette dernière se produit essentiellement par glissement dévié. La densité de dislocation varie peu.

d)- Fin de la déformation:

Lorsque le cristal est déformé à froid, la courbe de traction présente à la fin de la déformation une

serie de décrochement. On explique ce comportement par la formation de défauts d'empilement dans tout le cristal.

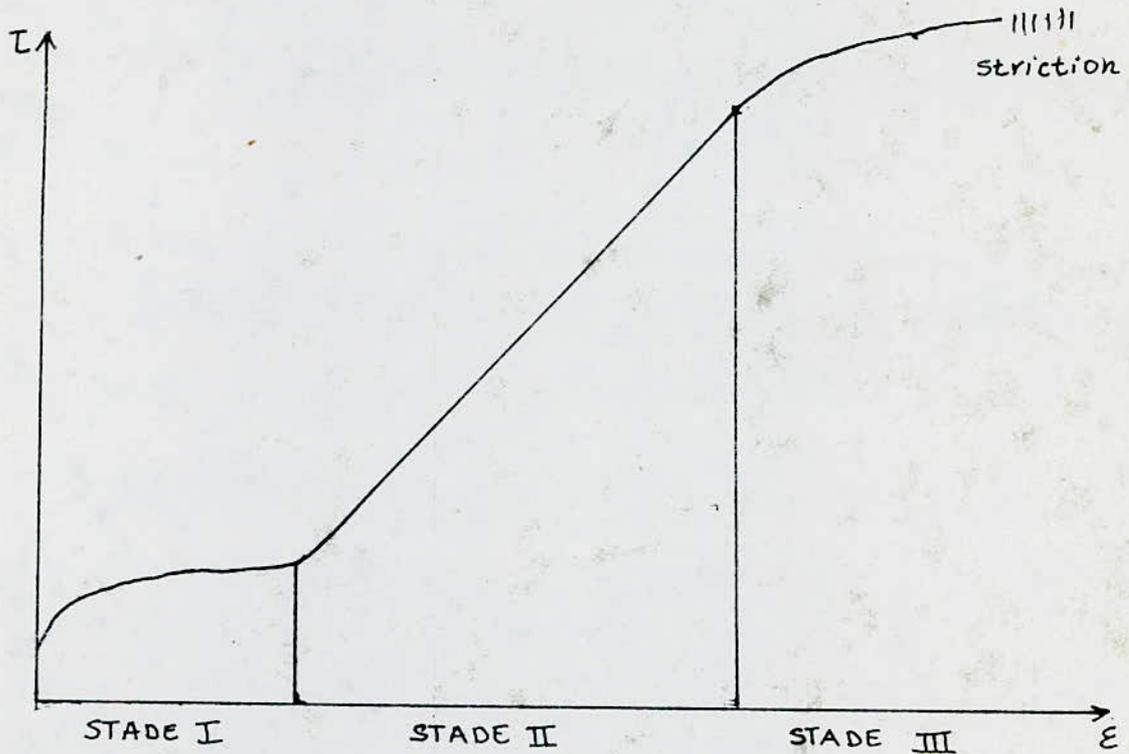


FIGURE 1.1.1

1.1.2- Deformation d'un polycristal:

1.1.2.1- Stade de microdéformations:

BROWN & ALL [12], ont établi une relation entre la contrainte σ et la déformation ϵ pour les métaux purs élastiquement isotropes dans le domaine des microdéformations. Cette loi est du type :

$$\epsilon = A L^3 (\sigma - \sigma_0)^2$$

avec A et σ_0 des constantes caractéristiques du métal

et L la taille du grain.

MAN et al [12] ont établi pour le cuivre de pureté 99.9% une loi du type :

$$\epsilon = B (\sigma - \sigma_0)^4$$

β est un coefficient qui dépend de la taille du grain. BROWN et AL [12] supposent que tous les grains ont la même cission critique τ_0 . Lorsque'une contrainte de traction σ est appliquée, les grains sont soumis à des cissions réduites τ_i différentes $\tau_i = \frac{\sigma}{m_i}$.

La déformation est alors hétérogène. Le grain i se déforme dès que τ_i dépasse la cission critique τ_0 . Les sources contenues dans le grain émettront alors des boucles de dislocations, qui après avoir balayé une aire de L^2 , seront bloquées par les joints. Le glissement dans le grain i produira une déformation en cisaillement γ_i de l'éprouvette égale à :

$$\gamma_i = n_i \int L^3 \frac{bL^2}{V}$$

n_i & \int , étant respectivement le nombre de boucles émises et bloquées et le nombre de sources émises par unité de volume V , le nombre de boucles n_i est lié à la cission réduite τ_i par la relation :

$$n_i = \frac{2L}{\mu b} (\tau_i - \tau_0)$$

L'hypothèse de BROWN et al a été rejetée par MAN et AL [12] pour qui la limite élastique τ_0 n'est pas la même dans les différents grains. Ces derniers étant soumis à

la contrainte de traction σ mais aussi aux contraintes exercées par les grains voisins déformés élastiquement ou plastiquement. Les microdéformations ont été observées par FRIEDEL dans certains métaux anisotropes tels que le zinc et l'uranium .

1.1.2.2- Stade des grandes déformations :

a)- Limite élastique macroscopique:

La limite élastique du polycristal est atteinte lorsque la déformation se produit dans tous les grains. La déformation se propage des grains microdéformés, aux autres à travers les joints.

HALL [11] et PETCH [11] ont établi une relation entre la limite élastique macroscopique et la taille du grain. Cette loi est type :

$$\sigma_m = \sigma_0 + K L^{-1/2}$$

σ_0 et K sont des constantes dépendantes du matériau.

Le mécanisme de déformation invoqué par HALL et PETCH est celui proposé par MAN et AL [12].

D'après COTTRELL [12], la concentration de contraintes en tête de l'empilement des dislocations bloquées dans les joints, sert à activer une source de FRANK-READ se trouvant dans l'autre côté du joint à une distance L_s et débloquée par une contrainte σ_d . Cette hypothèse a permis d'obtenir la relation suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + [\sigma_d L_s^{1/2}] L^{-1/2}$$

b) - Domaine de grandes deformations :

Le mecanisme de deformation des metaux polycristallins cubiques à faces centrées est basé sur les glissements multiples. Cette hypothèse a été formulée pour la première fois par TAYLOR [9]. Dans le cas des polycristaux il existe plusieurs groupes de systèmes de glissement independants qui permettent de rendre compte de la deformation. GROUES et Al [13] ont calculé 384 façons différentes de choisir 5 systèmes de glissement $\{111\} \langle 110 \rangle$ type independants.

Le passage de la courbe de traction d'un monocristal à celle d'un polycristal est possible , et les methodes par calcul ont été indiquées par plusieurs auteurs dans le cas des metaux cubiques à faces centrées [9 , 13] la deduction de la courbe de traction d'un polycristal de celle d'un monocristal s'effectue en utilisant les modèles suivants :

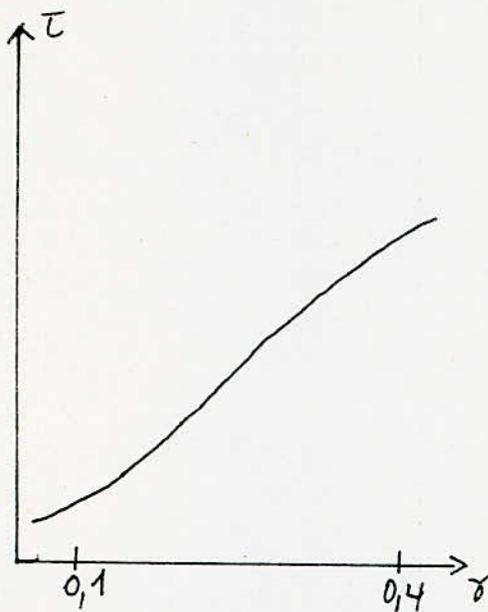
modèle de SACHS :

$$\sigma(\varepsilon) = \left(\frac{1}{\bar{m}} \right) \tau(\gamma) + \sigma_i$$

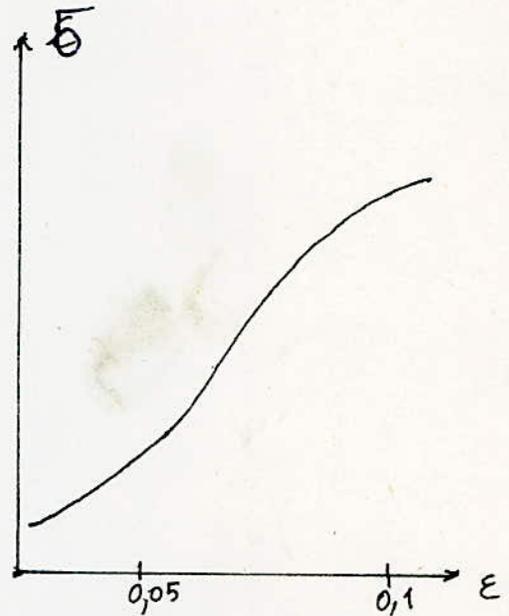
modèle de TAYLOR :

$$\sigma(\varepsilon) = M \tau(\gamma)$$

\bar{m} & M designent respectivement le facteur moyen de SCHMID et le facteur de TAYLOR.



a) monocristal.



b) polycristal.

Figure 1.1.2
Courbe de traction de l'aluminium

Les courbes de deformation se situent dans la meme gamme des valeurs de la contrainte , pour les monocristaux et pour les polycristaux.

La vitesse de deformation et la temperature affectent plus la consolidation que la limite elastique. L'augmentation de la vitesse de deformation engendre un accroissement important de la consolidation. Par contre une elevation de la temperature entraine l'effet inverse (figure 1.1.3).

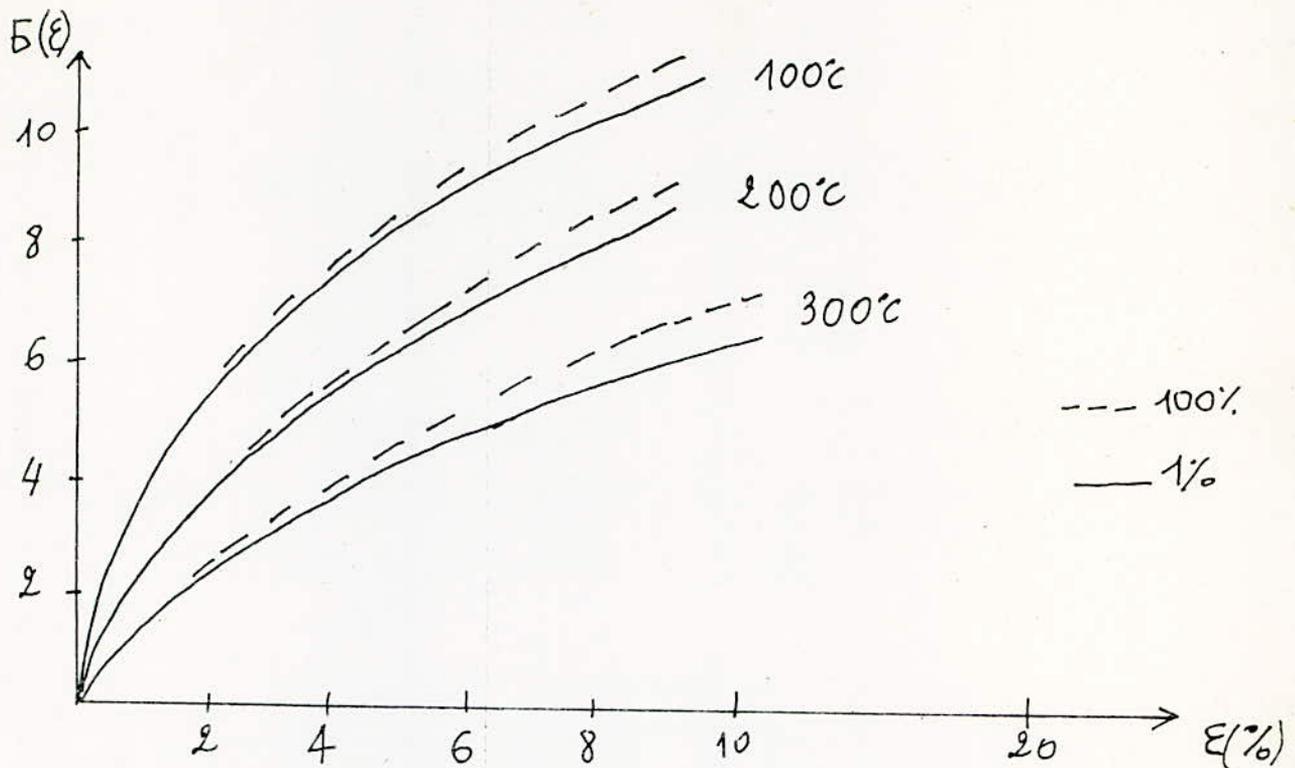


Figure 1.1.3

Effets de v et T sur la courbe de traction de l'aluminium polycristallin

L'aptitude à la déformation à froid, c'est à dire à l'écrouissage des métaux, dépend de l'évolution de leur caractéristiques mécaniques. Le durcissement par écrouissage est caractérisé par l'augmentation de la contrainte appliquée σ en fonction de la déformation ϵ .

L'état structural initial et les conditions de déformation imposées, influent sur la limite élastique et sur la consolidation définie par $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$. La limite élastique du métal au cours de la déformation plastique augmente consécutivement aux déformations antérieures et aux transformations structurales qui en sont résultées.

Le comportement du métal au cours de la déformation plastique peut être décrit par une loi $\sigma(\epsilon)$. Ces lois sont du type :

Loi d'HOLLONSON : $\sigma(\epsilon) = A \epsilon^n$

Loi de LUDWIK : $\sigma(\epsilon) = \sigma_0 + A \epsilon^n$

A étant le coefficient d'écrouissage et n le coefficient de consolidation constante caractéristique du matériau .

1.2- ANALYSE THEORIQUE DU TREFILAGE:

1.2.2- GENERALITES:

Le tréfilage est une opération qui consiste à faire écouler un métal de forme cylindrique à travers une filière conique, d'angle 2α . Le passage du métal dans la filière s'accompagne d'une réduction de la section qui est définie par :

$$R \% = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \times 100$$

avec S_0 & S_f respectivement les section initiale et finale du fil (Figure 1.2.1).

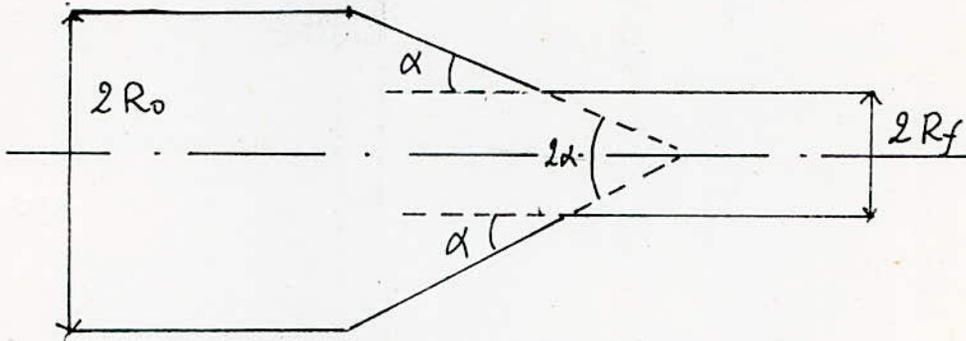


FIGURE 1.2.1

Le régime stationnaire est établi après une longueur de l'ordre de R_f de la sortie de la filière.

Le métal lors de son passage dans la filière ~~est~~ peut être subdivisé en trois zones : (figure 1.2.2)

- En amont de la filière (zone I) le métal constitue un bloc rigide. Il est animé d'une vitesse constante v_0 sous l'action de la pression d'extrusion exercée P .

- En sortie de la filière, la partie déformée constitue un deuxième bloc rigide (zone III). Le métal est animé d'une vitesse uniforme v_f .

- Entre les deux blocs rigides (zones I et III), la matière se plastifie au passage de la filière (zone II). Dans cette zone, la vitesse d'écoulement du métal v varie en direction et en intensité sous l'effet de trois paramètres : la géométrie de la filière, la loi d'écrouissage et le frottement.

C'est la nature de l'écoulement dans la zone II qui détermine les pressions nécessaires et les caractéristiques du produit filé.

Les vitesses d'écoulement à l'entrée v_0 et à la sortie v_f de la filière sont liés par la relation :

$$v_f = v_0 \left(R_0 / R_f \right)^2$$

Cette loi découle de la conservation du volume lors du passage dans la filière. De même si une fibre est située à une distance r_0 à l'axe se déplace parallèlement à ce dernier, elle sortira à une distance r_f parallèlement à l'axe telle que :

$$r_f = r_0 * (R_f / R_0)$$

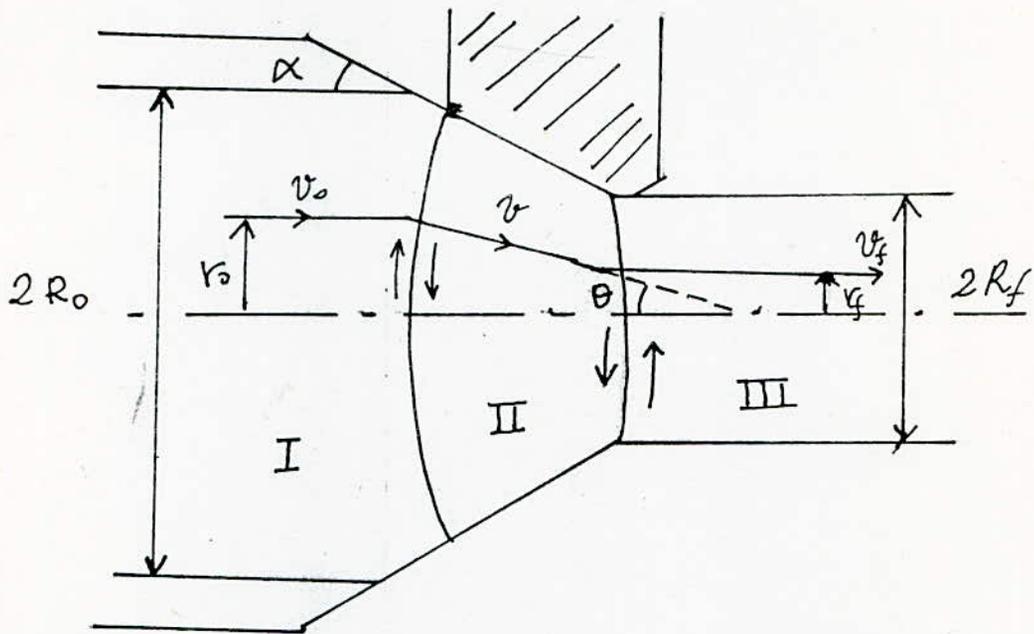


FIGURE 1.2.2

La déformation est définie par l'allongement dans la direction O_z .

$$e = \ln (S_0 / S_f) = 2 * \ln (R_0 / R_f)$$

1.2.2- ETAT DES CONTRAINTES DANS LA ZONE DE DEFORMATION:

Soit F la force de traction uniaxiale exercée sur le fil. La filière exerce sur le fil une force $F/\sin \theta \gg F$. Le métal s'écoule sous l'action d'une tension axiale F et d'une compression latérale P_f (figure 1.2.3).

Si nous considérons une tranche du matériau dans la zone de déformation, la filière exerce sur la périphérie de cette tranche, une pression latérale P_f et une

contrainte σ_z dépendantes des conditions de frottement.

Ces deux contraintes ont tendance à empêcher la progression de la tranche dans la filière (efforts résistants). Par contre la force F joue le rôle moteur et assure l'écoulement du métal.

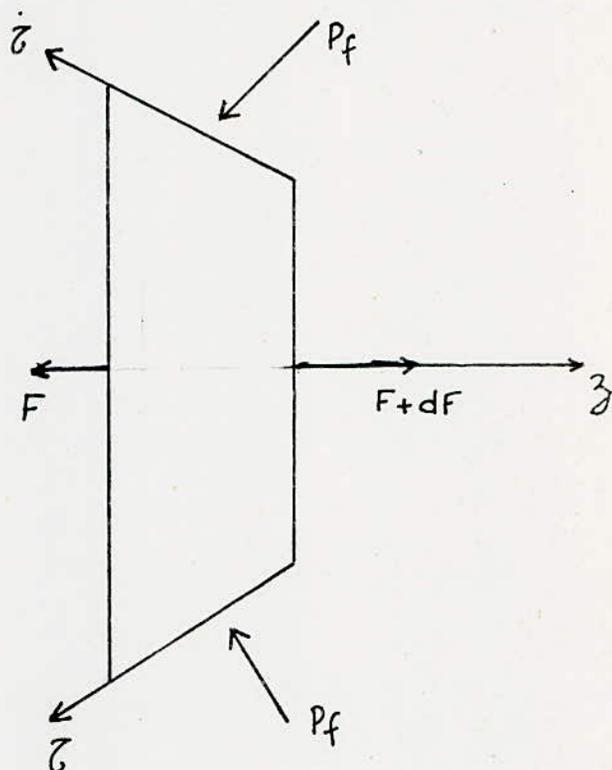


FIGURE 1.2.3

Les intensités de la force de traction F et de la contrainte σ_z qui lui est proportionnelle augmentent tout au long de l'avancée de la tranche. Par contre la pression P_f décroît dans le même temps. L'état de contrainte dans la tranche est la superposition de la contrainte uniaxiale σ_z et de la pression hydrostatique P_f .

La contrainte de tréfilage σ_{z_2} définie comme l'énergie fournie à un volume unité du métal lors de son passage dans la filière, à une pression P_f près et dans le cas de frottements négligeables s'exprime par :

$$\sigma_{z_2} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \sigma d\epsilon = \sigma_0 \bar{\epsilon}$$

pour un matériau non écrouissable,

et

$$\sigma_{z_2} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \sigma(\epsilon) d\epsilon$$

pour un matériau écrouissable.

σ_0 étant la limite d'écoulement plastique du matériau.

Ces équations ont été obtenues en tenant compte du critère de plasticité de VON MISES.

En conclusion, si on considère dans une première approximation, la déformation homogène et les frottements négligeables, la contrainte de tréfilage ne dépend que des dimensions du fil avant et après son passage dans la filière et des propriétés mécaniques du métal représentées par sa limite d'écoulement.

1.2.3- INTERVENTION DES FROTTEMENTS:

L'existence du contact filière-fil et le mouvement relatif de ces deux corps font intervenir les frottements. Ces derniers détermineront le comportement du métal dans la filière.

1.2.4- LE COEFFICIENT DE FROTTEMENT DE COULOMB:

Dans le cas où le frottement obéit à la loi de coulomb.

$$\tau = \mu \sigma_n$$

La cisssion est proportionnelle à la pression entre les deux corps et dirigée en sens opposé de leur mouvement relatif. Le coefficient de frottement est constant pour un matériau et un outil donnés. IL est également indépendant de la vitesse.

1.2.5- FACTEUR DE CИSSION MAXIMAL:

Dans les procédés de formage des métaux par déformation plastique, quand un corps est entièrement plastique on propose :

$$\zeta = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

Le facteur de frottement m est constant pour un matériau et un outil donné, il est indépendant de la vitesse.

1.2.6- EFFET DU FROTTEMENT:

On peut évaluer l'effet du frottement au cours du tréfilage par la méthode des tranches :
le métal est découpé en fines tranches d'épaisseur dz perpendiculaires à l'axe Oz. Les contraintes sont supposées uniformes dans toutes la tranche (figure 1.2.4).

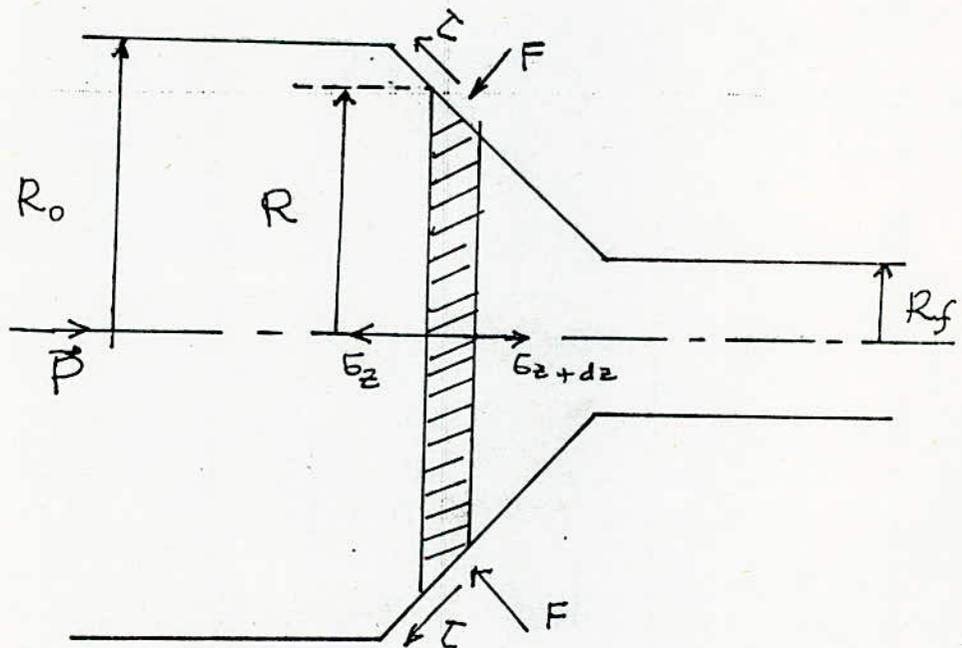


FIGURE 1.2.4

La filière exerce sur la tranche une pression laterale F et une cission τ , telle que :

$$\tau = \frac{m \sigma_0}{\sqrt{3}}$$

l'équilibre de la tranche s'écrit :

$$-\sigma_3 \pi R^2 + \sigma_z + dz \pi (R-dR)^2 - (\tau \cos \alpha + F \sin \alpha) 2\pi R \frac{dR}{\sin \alpha} = 0$$

soit :

$$\frac{dR}{R} = \frac{d\sigma_z}{\sigma_z + (\tau \cotg \alpha + F)}$$

Dans le cas où l'angle α de la filière est faible on peut écrire que (figure 1.2.5) :

$$\vec{F} \approx -\vec{\sigma}_r$$

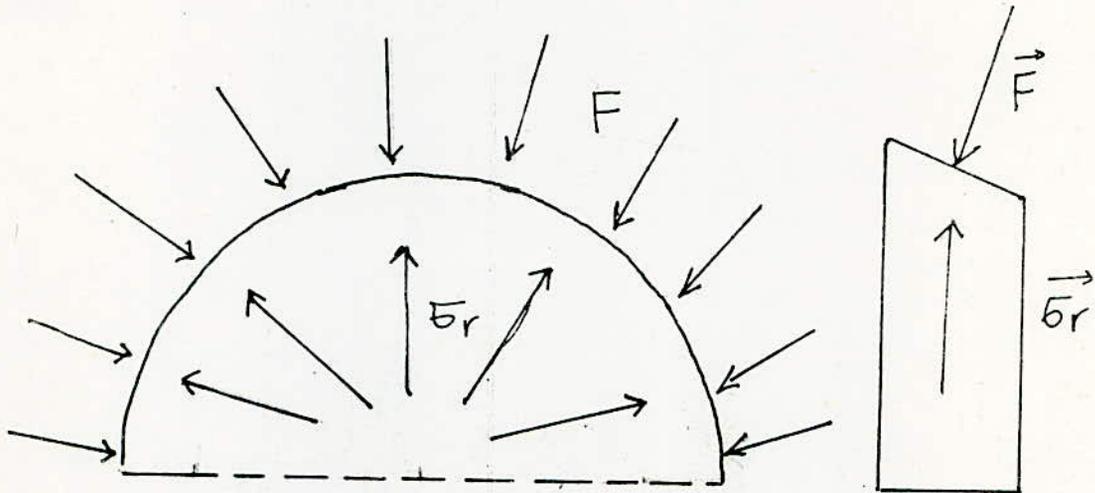


FIGURE 1.2.5

D'autre part le critère de VON MISES donne :

$$\sigma_z - \sigma_r = \sigma_0$$

Donc :

$$\frac{dR}{R} = \frac{d\sigma_r}{\sigma_0 + (\tau \cotg\alpha + F)}$$

En considérant $\sigma_z = 0$ pour $R = R_f$ (régime permanent).

L'intégration de l'équation précédente donne

l'expression de la pression d'extrusion (contrainte de tréfilage).

$$P = \sigma_0 \left[1 + \frac{\bar{m}}{3} \cotg \alpha \right] \text{Log} (S_0/S_f)$$

La force exercée sur la filière s'exprime par :

$$F = \sigma_z + \sigma_0 = P + \sigma_0$$

$$F = \sigma_0 \left[1 + \left(1 + \frac{\bar{m}}{3} \cotg \alpha \right) \text{Log} (S_0/S_f) \right]$$

En conclusion, on peut constater que d'une part, le frottement augmente l'effort d'extrusion et que d'autre part, l'effet du frottement est d'autant plus important que l'angle α est plus faible.

SIEBEL [] a proposé que la pression entre le fil et la filière soit égale à la contrainte moyenne d'écoulement du métal sur toute la surface de contact.

Une analyse basée sur cette hypothèse a conduit à une expression de la pression d'extrusion de la forme :

$$P = \sigma_0 \text{Ln} (S_0/S_f) + (S_0 - S_f) \sigma_0 \mu \cotg \alpha$$

1.3- L'EFFET D'ECROUISSAGE:

DAVIDS & DOKOS [] ont modifié l'équation obtenue par SACHS :

$$\sigma = \sigma_0 \left[1 + \frac{1}{\mu \cotg \alpha} \left(1 - \left(\frac{S_0}{S_f} \right)^{\mu \cotg \alpha} \right) \right]$$

Ils ont généralisé l'analyse en tenant compte de la variation de la contrainte à travers toute la filière. Ils ont obtenu une relation linéaire entre la contrainte d'écoulement et la déformation vraie.

$$\sigma_0' = \sigma_0 + 3 \Omega \text{Ln} \left(\frac{S_0}{S_f} \right)$$

σ_0' contrainte d'écoulement dans une section d'aire égale à A.

Ω constante qui a la dimension de contrainte.

En introduisant l'expression de σ_0' dans l'équation de SACHS :

$$\sigma_z + \sigma_n = \sigma_0'$$

nous obtenons l'équation suivante :

$$\sigma = \sigma_0 \left(1 + \frac{1}{\mu \cotg \alpha} \right) \left\{ \left[1 - \left(\frac{S_0}{S_f} \right)^{\mu \cotg \alpha} \right] \left(1 - \frac{3 \Omega}{\sigma_0 \mu \cotg \alpha} \right) + \frac{3 \Omega}{\sigma_0} \text{Ln} \left(\frac{S_0}{S_f} \right) \right\}$$

La figure 1.2.6 représente l'effort de tréfilage en fonction du rapport de réduction pour différentes valeurs de $\mu \cotg \alpha$.

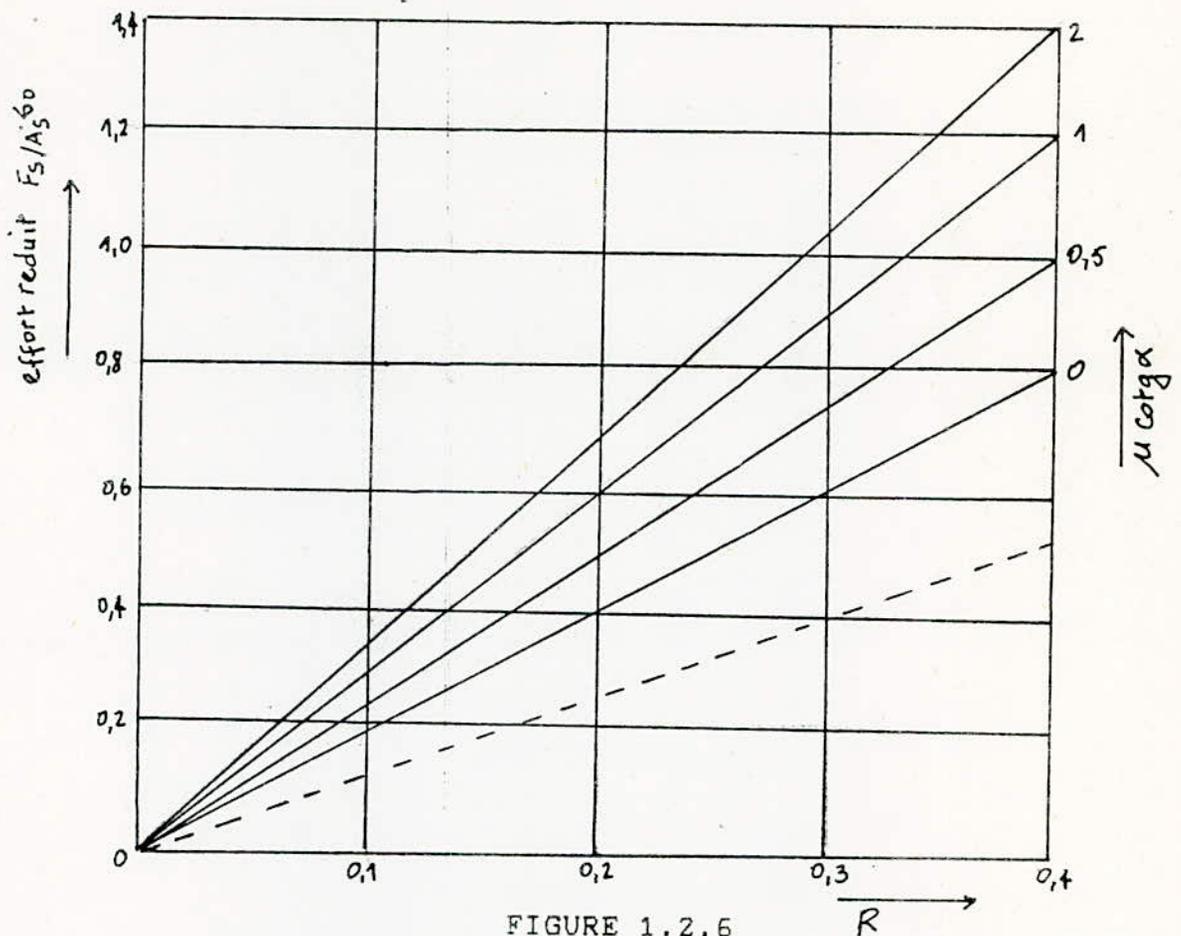


FIGURE 1.2.6

1.4- LA DEFORMATION NON HOMOGENE:

Les travaux de KORBER et EICHIGER [] ont révélé qu'un autre facteur intervient dans l'effort du tréfilage. Ils ont trouvé qu'il fallait introduire un terme supplémentaire dans l'expression de l'effort. Ce terme à la forme :

$$S_f (\sigma_o - \sigma_{of}) \frac{2}{3\sqrt{3}} \alpha.$$

σ_{of} contrainte d'écoulement à la sortie de la filière.

α demi angle de la filière.

En modifiant l'équation de SACHS, les deux chercheurs

ont montré que l'expression de l'effort total de tréfilage a la forme suivante :

$$\sigma = \tilde{\sigma}_0 \left(1 + \frac{1}{\mu \cot \alpha} \right) \left[1 - \left(\frac{S_0}{S_f} \right)^{\mu \cot \alpha} \right] + S_f \tilde{\sigma}_0 \frac{4\alpha}{3\sqrt{3}}$$

$\tilde{\sigma}_0$ étant la contrainte moyenne d'écoulement.

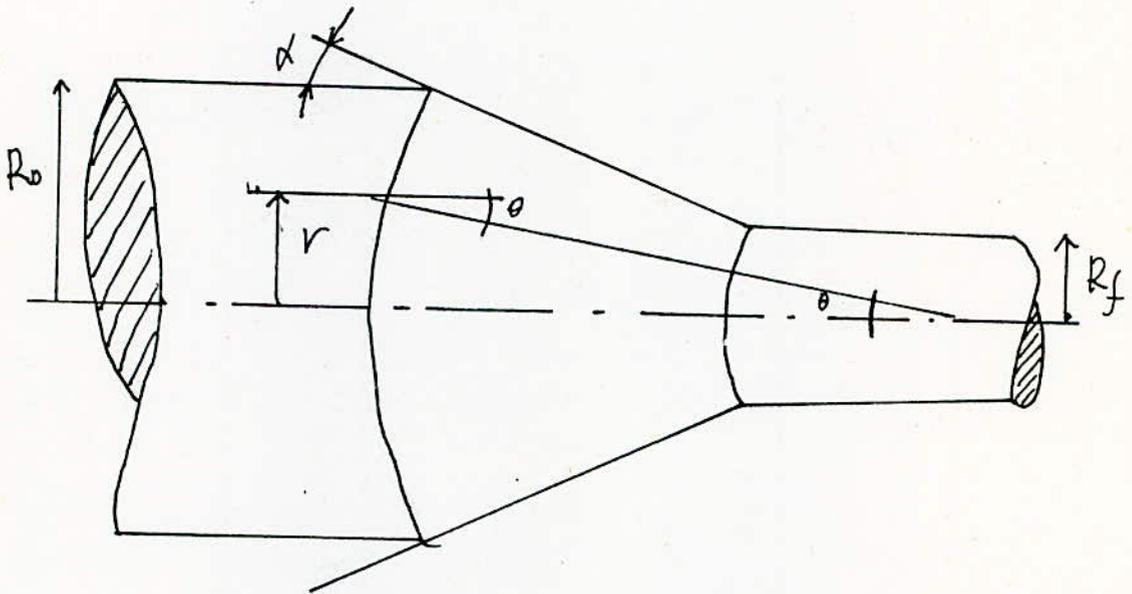


FIGURE 1.2.7

CHAP II

RESTAURATION ET RECRISTALLISATION DES METAUX
CUBIQUES A FACES CENTREES

INTRODUCTION

Le traitement de restauration et de recristallisation est destiné aux métaux qu'ont été déformés à froid, il a pour but de détruire totalement l'écrouissage et de recréer une structure adaptée à un usage industriel quelconque.

Sous l'effet de l'écrouissage, le métal se trouve dans un état thermodynamique instable, sa structure a été altérée, et ses propriétés physiques et mécaniques ont été modifiées, pour cela le traitement de restauration et de recristallisation est recommandé pour retrouver les propriétés et la structure que le métal possédait. L'apport de l'énergie thermique est nécessaire, car lors de la déformation par trefilage, la densité des dislocations augmente considérablement et varie de 10^8 à 10^{12} /cm², et une grande partie du travail mécanique a été dissipé sous forme de chaleur.

2.1- RESTAURATION ET POLYGONISATION:

Le phénomène de restauration est défini comme étant un processus qui permet l'annihilation progressive de défaut de structure provoqués par l'écrouissage. Elle est effectuée à une température inférieure à celle de la recristallisation.

2.1.1. Polygonisation :

Au cours du processus de l'élimination des dislocations de signes contraires, seules les

dislocations de meme signes vont demeurer avec une repartition homogène , ensuite dans un stade de plus haute température , ces dislocations se rearrangent en parois normales à leur vecteur de Burgers (normales aux plans de glissement) , et le cristal sera alors formé de petits blocs légèrement desorientés , les ~~uns~~ par rapport aux autres. Ce processus s'effectue par glissement et montée , qui porte le nom de : Polygonisation (Figure 2.1.1.1).

Dans un stade final de la polygonisation , la dimension des sous-blocs augmente par coalescence de deux ou plusieurs parois , ceci est particulièrement le cas de configuration de parois en Y (Figure 2.1.1.1), ou l'énergie de la paroi finale (b) est plus faible que celles des parois en Y (a) .

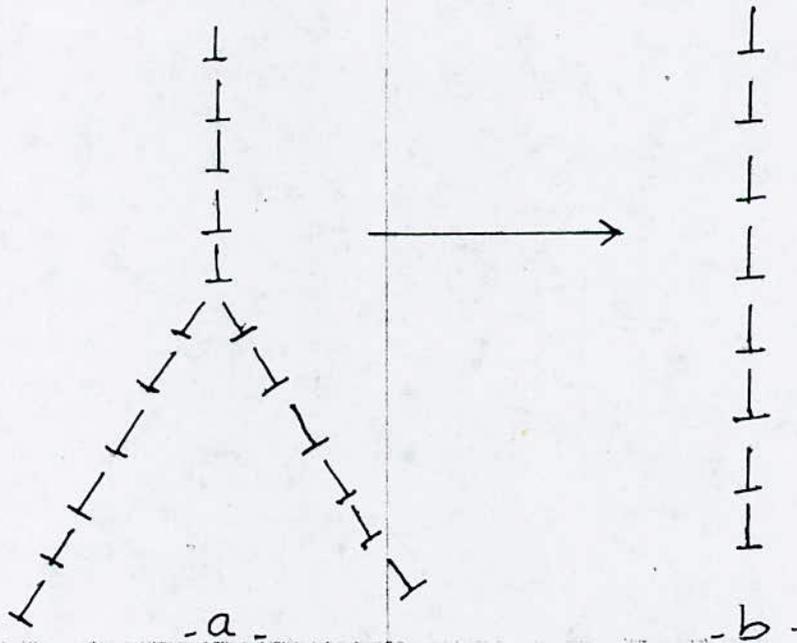


Figure 2.1.1.1
Coalescence de sous joints

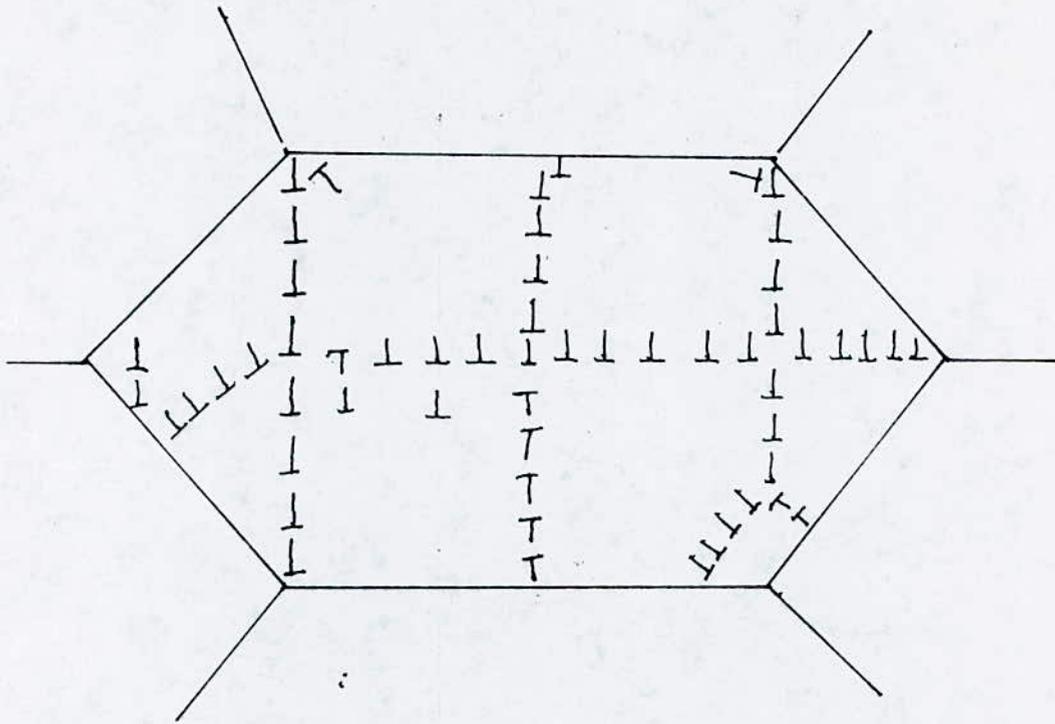


Figure 2.1.1.2
Groupement des dislocations en parois de polygonisation
à l'intérieur d'un monocristal.

Le processus de polygonisation se produit à une température supérieure à celle de la restauration, mais inférieure à la température de recristallisation. Au cours de ce processus, on peut constater, dans certains métaux, la modification des propriétés physiques et mécaniques, de ce fait on distingue deux catégories de métaux :

* Les métaux à faible ou moyenne énergie de défauts d'empilement ; les dislocations ne montent pas facilement : les propriétés mécaniques n'évoluent qu'au cours de la recristallisation. C'est le cas de nombreux métaux notamment le cuivre.

* Les métaux à forte énergie de défauts , ou le réarrangement des dislocations est facile , d'où la modification des propriétés mécaniques est notable avant la recristallisation : c'est le cas de l'aluminium.

2.1.2. Restauration de la résistivité électrique :

Au cours du chauffage , et à partir d'une certaine température qui caractérise la migration et l'élimination dans la cuve , la résistivité électrique commence à diminuer , et pour un stade de plus haute température , la diminution est plus importante relativement à la réduction de la densité de dislocations au cours de la recristallisation (fig 2.1.2.1).

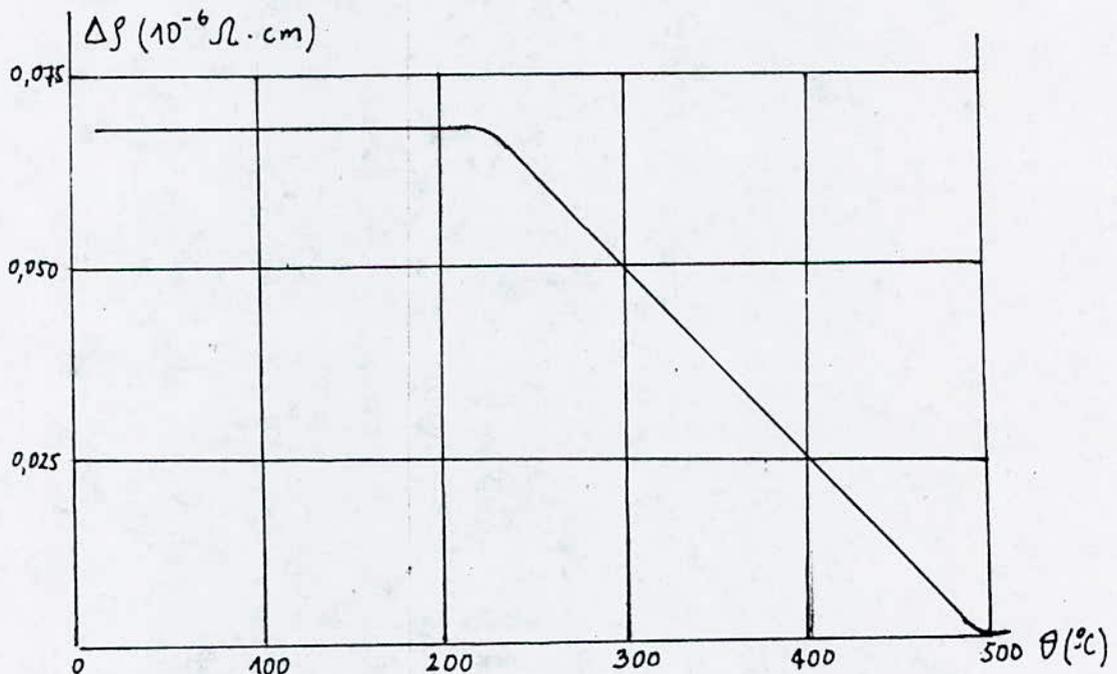


FIGURE 2.1.2.1

Diminution de la résistivité électrique du cuivre en fonction de la température de recristallisation.

2.1.3. Restauration des propriétés mécaniques :

L'évolution des propriétés mécaniques au cours du chauffage , dépend essentiellement du comportement des dislocations , autrement dit elle est liée à l'énergie des défauts d'empilement , par conséquent l'existence de deux catégories de métaux :

* Les métaux dont l'évolution des caractéristiques mécaniques n'est notable qu'à partir de la température de recristallisation (relativement élevée) : Cas du Cuivre (figure 2.1.3.1).

* Les métaux dont le changement des propriétés mécaniques est remarquable avant la recristallisation (relativement basse) : cas de l'Aluminium (figure 2.1.3.2)

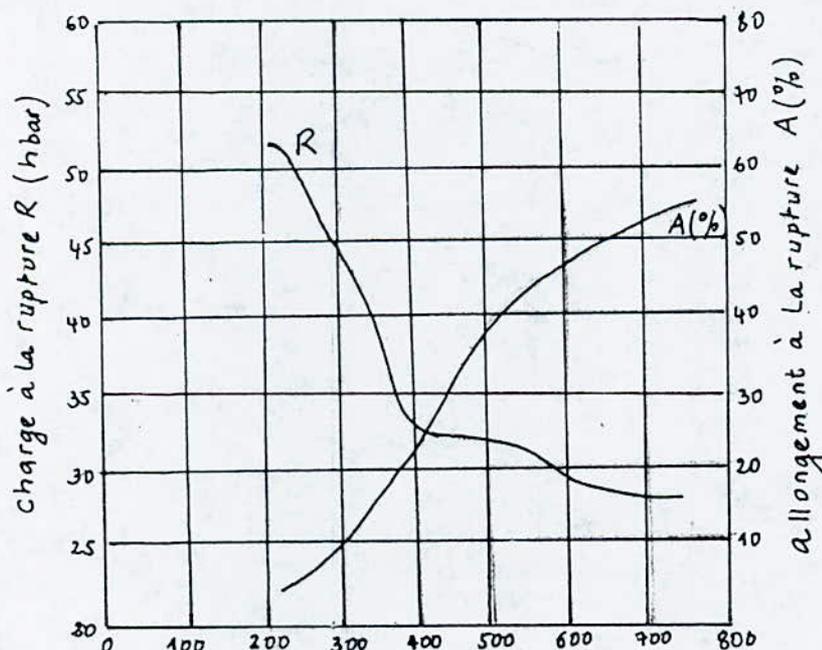


Figure 2.1.3.1

Influence de la température de recuit sur A et K du cuivre pour des écrouissages de 50% et des durées de maintien de 15 mn

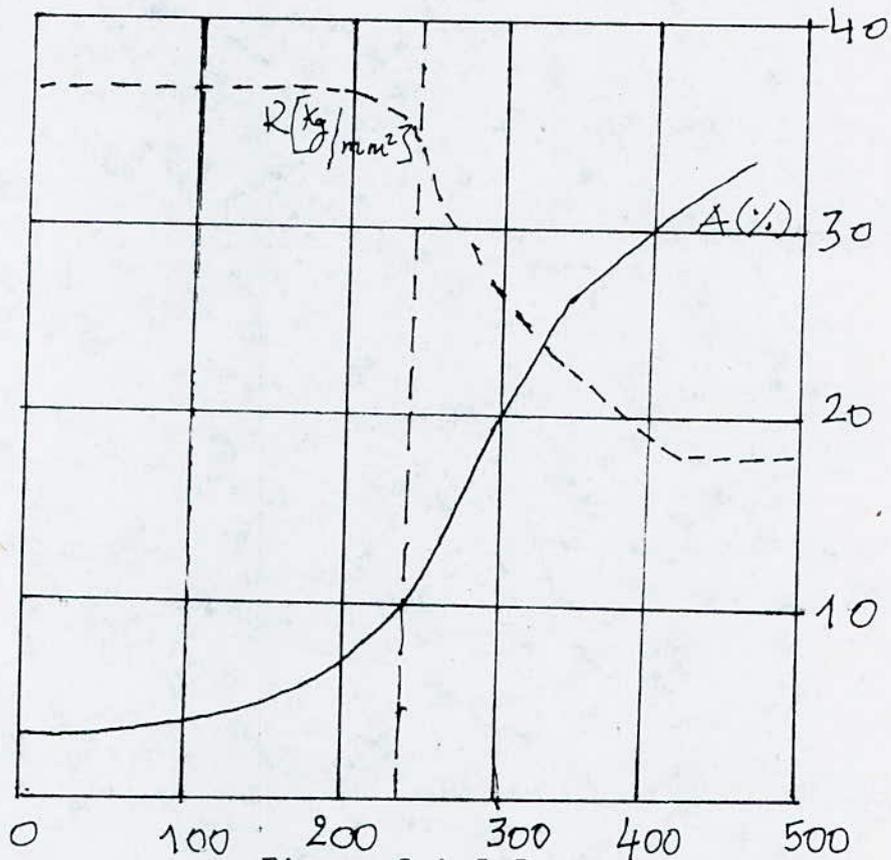


Figure 2.1.3.2

Influence de la température de recuit de l'aluminium sur A et R

2.1.4. Cinétique de la restauration :

La cinétique de la restauration est très caractéristique, et bien différente de celle de la recristallisation : la vitesse de la restauration est d'autant plus importante que la température est élevée, mais elle varie dans le sens inverse avec le temps de recuit.

2.2. RECRISTALLISATION PRIMAIRE :

La recristallisation primaire résulte de la formation et de la croissance des germes de nouveaux cristaux aux

depend d'une matrice qui est dans un état structural moins parfait.

Les germes apparaissent avec une orientation différente de celle de la matrice où ils sont nés ; ils croissent progressivement aux dépens des anciens grains déformés , jusqu'à ce qu'ils arrivent au contact les uns des autres, et à ce stade , la recristallisation primaire proprement dite est achevée (figure 2.2.1).

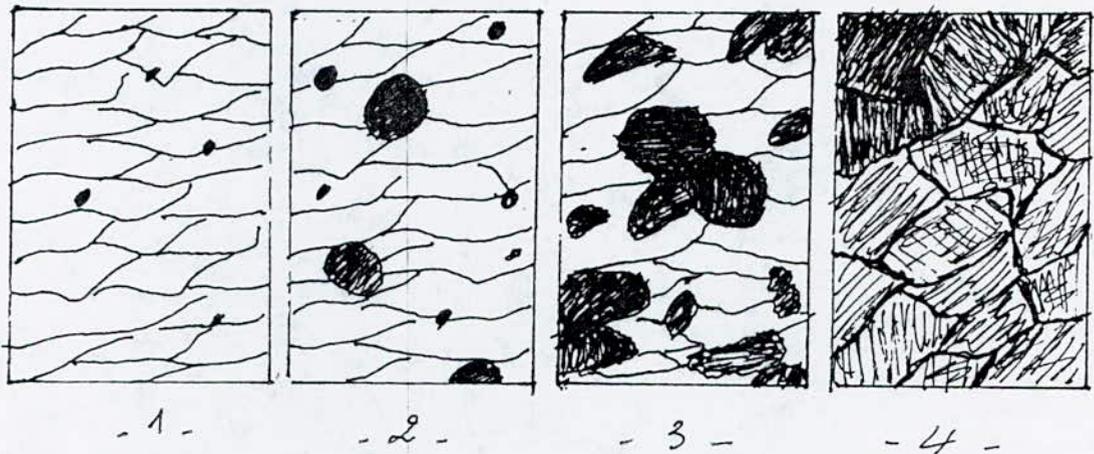


Figure 2.2.1
Schématisation des différentes étapes de la
recristallisation primaire

2.2.1. Lois de la recristallisation primaire :

La recristallisation primaire obéit à plusieurs lois , qui se résument en :

a)- Un écrouissage minimal est nécessaire pour que la recristallisation se produise , il est dit : " écrouissage critique " (figure 2.2.1.1). Cet écrouissage

critique est généralement très faible , de l'ordre de quelques pourcents. Pour des taux d'écroutissage supérieurs , le nombre de germes augmente , et la recristallisation se termine avec des grains plus nombreux et plus petits : " pour une température et un temps donnés , la grosseur du grain de recristallisation est alors d'autant plus faible que l'écroutissage est plus fort ". (figure 2.2.1.1).

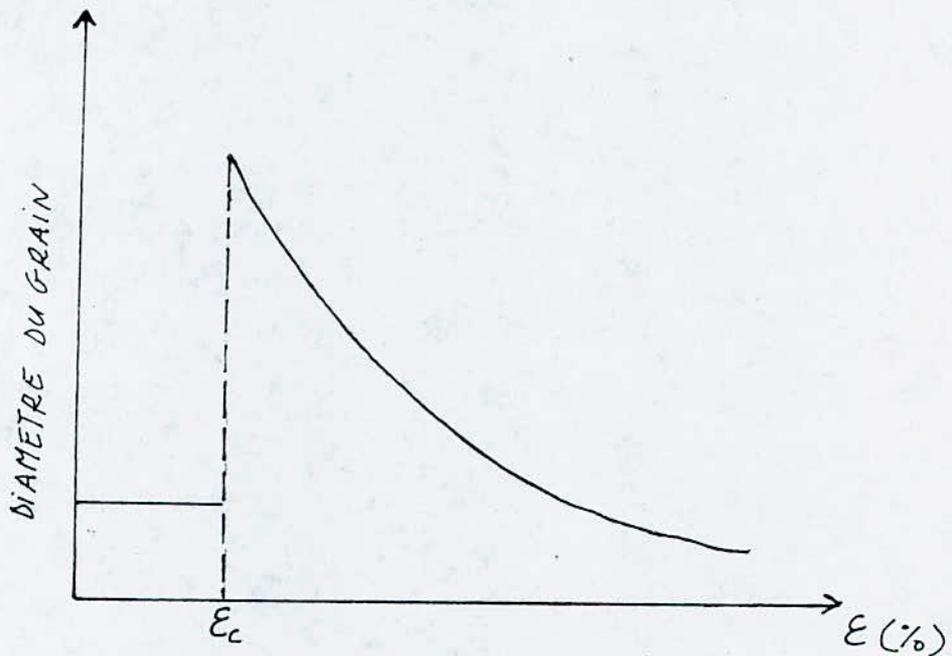


Figure 2.2.1.1
Variation de la taille du grain en fonction du
taux d'écroutissage pour un recuit dont θ et t
sont fixes

b)- La température de recristallisation est d'autant plus élevée que la déformation est faible , cette première pourra être définie comme étant la température minimale , à partir de laquelle la recristallisation se produise en un temps donné.

c)- Pour un meme taux de deformation , la temperature de recristallisation est d'autant plus basse que le temps de recuit est plus long.

d)- La temperature de recristallisation est d'autant plus basse que la pureté du métal est élevée.

e)- Les courbes de cinétique de recristallisation commencent par une droite constante qui caracterise la " periode d'incubation " , (figure 2.2.1.2).

La vitesse de recristallisation est caracterisée par le volume recristallisé par unité de temps.

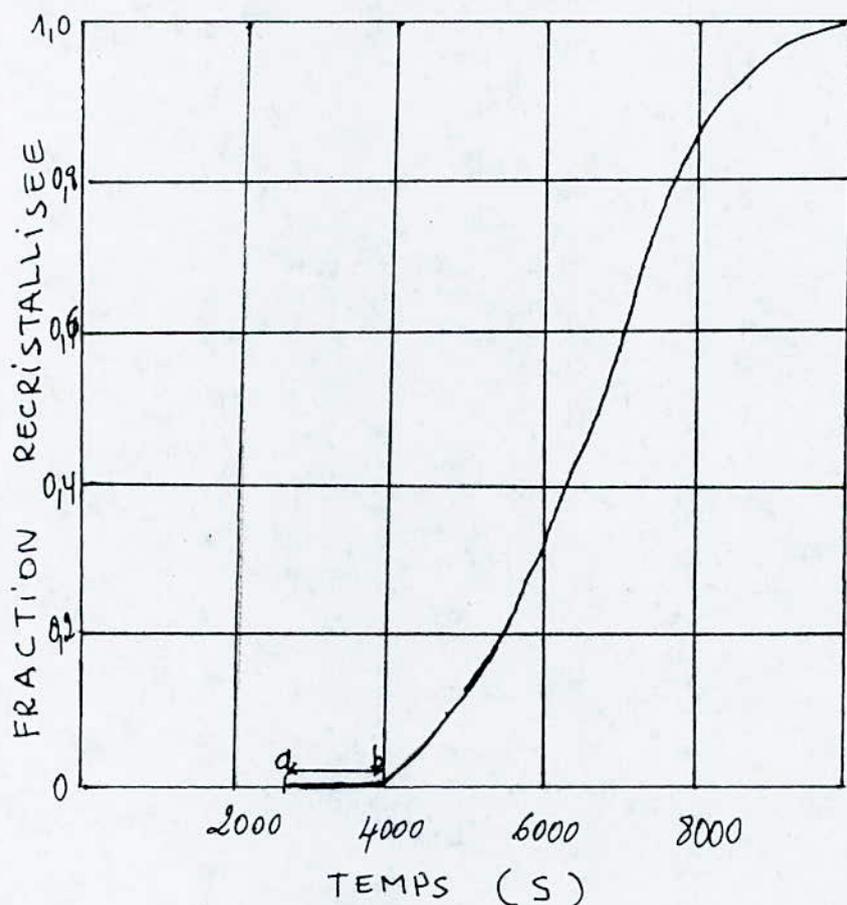


Figure 2.2.1.2
Cinétique de recristallisation de l'Al à 350°C
après une deformation par traction de 5%

ab : Période d'incubation.

2.2.2 Température de recristallisation :

La température de recristallisation est malaisée à préciser , car elle est influencée par plusieurs facteurs notamment : le degré de pureté , durée ~~de~~ de maintien , degré d'écroutissage .

Elle n'est pas rigoureusement définie pour chaque métal ou alliage. Le recuit peut s'effectuer dans un domaine plus ou moins grand de température , ayant pour limite inférieure , la température de recristallisation , et pour limite supérieure , la température donnant la grosseur du grain désirée.

Dans le cas général , la température de recuit de recristallisation est donnée par :

$$T_r = 0.4 T_f \text{ à } 0.5 T_f$$

T_f : température de fusion du métal (ou alliage).

2.3- RECRISTALLISATION SECONDAIRE:

Lorsqu'on poursuit le recuit après recristallisation totale , cette dernière est suivie d'un remaniement de la structure , au cours duquel , certains grains grossissent aux dépens d'autres qui disparaissent (figure 2.3.1). Le métal recristallisé possède donc un excès d'énergie sous forme de joints de grains , et la force motrice est alors l'énergie interfaciale des joints.

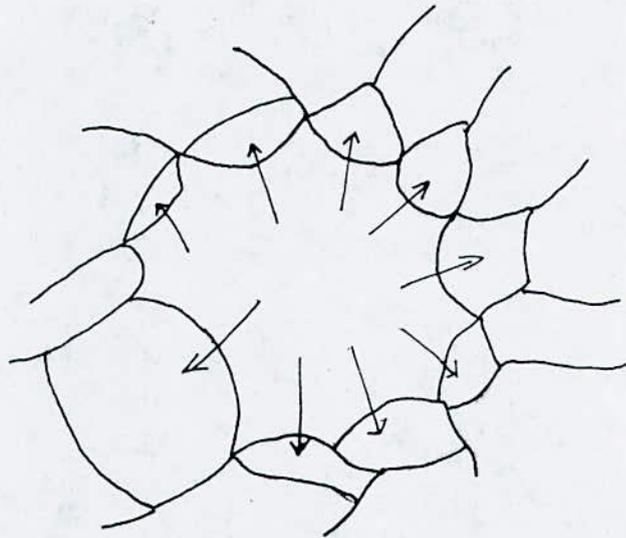


Figure 2.3.1
Recristallisation secondaire (grossissement du grain)

Au cours de la recristallisation secondaire , la structure est momentanément constituée de deux familles de grains , de grosseurs différentes , jusqu'à ce que les nouveaux cristaux aient envahi toute la masse , ceux-ci atteignent alors une taille moyenne d'équilibre (figure 2.3.2), qui est fonction de plusieurs paramètres dont les principaux sont :

2.3.1 Pureté du métal :

Les inclusions finement dissiminées telles que les oxydes , modifient la cinétique de grossissement du grain. Si leur repartition n'est pas uniforme , la taille finale du grain peut être hétérogène.

2.3.2- Température de recuit :

C'est le facteur le plus important. Pour un métal , dans des conditions d'érouissage déterminés , le grain

grossit d'autant plus vite que la température est élevée.

2.3.3- Taux d'écroissage :

Ce paramètre intervient indirectement , en affinant d'abord le grain de recristallisation de manière qu'après grossissement dans des conditions déterminées (température et temps de recuit déterminés). Le grain est encore d'autant plus fin que l'écroissage est plus fort.

2.3.4- Durée de maintien :

La majeure partie du grossissement du grain s'effectue assez rapidement (dans les premières minutes) , et le phénomène n'évolue ensuite que très lentement. Les longues durées de maintien donnent néanmoins des grains sensiblement plus gros.

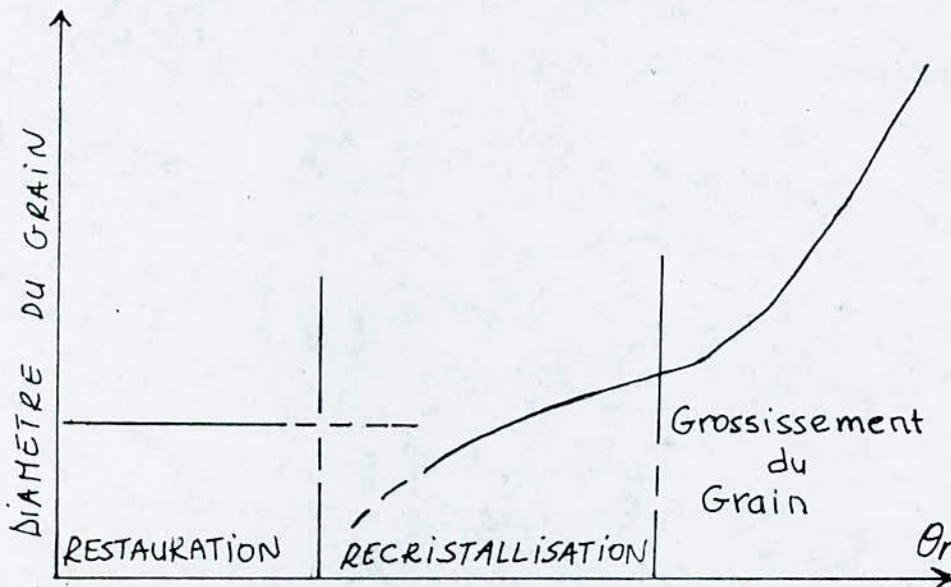


Figure
Variation du diamètre du grain au cours
de la recristallisation
(primaire et secondaire)

CHAP III

TECHNOLOGIE DE FABRICATION DU FIL MACHINE
DE CUIVRE ET D'ALUMINIUM

3.1- ELABORATION DU CUIVRE & DE L'ALUMINIUM:

3.1.1- Elaboration du cuivre :

Les principaux minerais utilisés pour l'élaboration du cuivre sont :

- Minerais oxydés et mixtes qui sont constitués essentiellement de malachite avec 54.7% de Cu, d'azurite avec 55.3% de Cu, de cuprite avec 88.8% de Cu, ou de chrysocolle avec 36.1% de Cu.

- Minerais sulfurés qui constituent la principale source de cuivre, leur minéralisation comporte essentiellement de la chalcopryrite avec 34.5% de Cu, ou de bornite avec 63.3% de Cu.

La quasi-totalité du cuivre provient des minerais ayant subi un traitement d'enrichissement avant le traitement métallurgique. Ces procédés sont classés en trois catégories :

- . Enrichissement gravimétrique.
- . Enrichissement magnétique.
- . Flotation simple et différentielle.

En vue de l'extraction du cuivre, deux méthodes essentielles sont finalement utilisées :

- Pyrométallurgie: qui met en oeuvre l'action de hautes températures, au cours de laquelle trois étapes fondamentales ont lieu :

.Un grillage oxydant qui élimine une partie du soufre. Le produit grillé contient du FeO , Cu_2S , FeS .

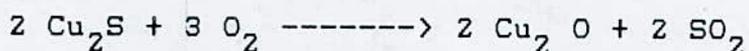
.Une fusion du mixte qui consiste à ajouter à ce dernier de la silice et du carbonate de chaux, et par

chauffage au four reverbère vers 1190°C, on obtient une matte titrant 39% à 40% de cuivre (Cu_2S , $n\text{FeS}$).

.L'affinage de la matte au convertisseur qui se fait par soufflage d'air, le sulfure de fer :



L'oxyde de fer passe ^{dans} les scories et la matte s'enrichit en cuivre qui commence à s'oxyder :



Finalement il se produit une réduction selon la réaction suivante :



L'opération finale que subit donc le cuivre est le raffinage électrolytique qui se fait dans de grands bacs remplis de sulfate de cuivre. On y dispose alternativement le cuivre impur coulé en plaques (anodes) et les toles de cuivre laminées (cathodes).

Le cuivre se dépose à la cathode; les principales impuretés (Zn, Fe, Pb, Sn) restent dans le bain et les métaux précieux (Au, Ag, Pt) se rassemblent dans les boues ou ils sont récupérés. Après lavage et séchage, les cathodes sont refondues et coulées en lingots, qui seront utilisées pour un service donné, avec une pureté de 99.99%.

- Hydrométallurgie qui met en oeuvre l'attaque du minerai par des acides.

3.1.2 Elaboration de l'aluminium:

L'aluminium est l'un des éléments les plus répandus de la croûte terrestre qui en renferme 8% (15% Al_2O_3). Les principaux minerais utilisés pour son élaboration sont : les bauxites.

- Les bauxites : constituées essentiellement d'hydrate d'alumine d'oxyde de fer, de silicate d'alumine et d'oxyde de titane. On distingue deux types: les bauxites rouges riches en Fe_2O_3 et pauvre en SiO_2 , et les bauxites blanches qui contiennent beaucoup de SiO_2 et peu de fer. Les premières sont destinées pour la fabrication de l'aluminium et les deuxièmes pour la fabrication des réfractaires et des abrasifs.

- L'élaboration industrielle de l'aluminium se fait en deux étapes:

. La fabrication de l'alumine.

. L'électrolyse de l'alumine en présence de cryolithe.

* La fabrication de l'alumine pur à partir de la bauxite est réalisée par le procédé BAYER. La bauxite est d'abord concassée puis broyée après séchage elle est attaquée en autoclave sous pression, à (180 , 250)°C par une liqueur de soude.



La silice forme avec la soude et l'alumine un silicate double, $SiO_2 \cdot Al_2O_3 \cdot Na_2O$, qui se retrouve avec Fe_2O_3 et TiO_2 dans les insolubles (boues rouges), qu'on élimine

par decantation. La solution d'aluminate de sodium subit une decomposition qui donnera un hydrate qui filtré, rincé, et calciné à 1200°C donne enfin de l'alumine.

* L'électrolyse de l'aluminium est effectuée dans des cuves d'électrolyse à une température d'environ 950°C, en présence de cryolithe. Cette électrolyse donne de l'aluminium qui se dépose sur le fond de la cuve (cathode) et de l'oxygène qui se dégage à l'anode en carbone.

l'aluminium obtenu de cette façon est pur à 99% avec le fer et le silicium comme principales impuretés.

Une deuxième électrolyse permet d'obtenir un aluminium qui titre 99.998%. La cuve d'électrolyse contient trois couches qui se séparent par différence de densité : l'anode c'est la couche d'aluminium à raffiner auquel on rajoute 33% de cuivre, le bain de raffinage est mélangé de cryolithe et de chlorure de baryum, l'aluminium pur remonte à la surface. La température est d'environ 750°C.

3.2- PROPRIETES GENERALES DU CUIVRE & DE L'ALUMINIUM:

3.2.1- PROPRIETES GENERALES DU CUIVRE:

a)- Propriétés physiques:

a.1)- Parametre du réseau :

Le cuivre est de structure cubique à faces centrées dans tout le domaine de température de l'état solide jusqu'au point de fusion.

La valeur du paramètre réticulaire donnée par C-Crussard et F-Aubertin, à 20° est : (13)

$$a = 3.61438 \pm 0.00005 \text{ \AA}$$

Cette valeur varie avec la température relativement à du cuivre de pureté 99.99 % :

$$a_T = 3.61293 + 5.81 \cdot 10^{-5} T + 3.7 \cdot 10^{-8} T^2 - 5.2 \cdot 10^{-11} T^3$$

La variation du paramètre du réseau en fonction de la température est donnée par le tableau suivant. Dans la troisième colonne sont consignées les valeurs du coefficient de dilatation linéaire, qui ont pu être déduites des mesures par diffraction X :

TABLEAU N°1:

VARIATION DU PARAMETRE RETICULAIRE DU CUIVRE [7]
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

T (° K)	a (A°)	Coefficient de dilatation (Deg ⁻¹)
303	3.6147 ± 0.0001	16.60 10 ⁻⁶
403	3.6210 ± 0.0001	17.12 10 ⁻⁶
503	3.6276 ± 0.0001	18.19 10 ⁻⁶
603	3.6342 ± 0.0001	18.71 10 ⁻⁶
703	3.6412 - 0.0001	19.78 10 ⁻⁶

a.2)- Densité:

La densité du cuivre dépend de sa pureté et de son mode de préparation. Dans le cas du cuivre de haute pureté (99.99 %), la densité à 20° C est :

$$D = 8.9592 \text{ g/cm}^3$$

Par suite d'un écrouissage, cette valeur peut diminuer considérablement. Pour un taux de réduction de 90%, la densité s'abaisse de 0.0033 g/cm^3 .

D'après STAHL, la variation de la densité en fonction de la température est donnée par le tableau suivant :

TABLEAU N°2:

VARIATION DE LA DENSITE DU CUIVRE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

T(°C)	15	1100	1125	1150	1175	1200	1250
D(g/cm)	8.8604	8.3601	8.3492	8.3384	8.3276	8.3168	8.2953

a.3)- Conductibilité électrique:

Le cuivre est doté d'une excellente conductibilité électrique. Elle peut être comparée à celle des quelques autres métaux par le tableau suivant :

TABLEAU N°3:

COMPARAISON DE LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DU CUIVRE PAR RAPPORT A QUELQUES AUTRES METAUX [1]

Metal	Resistivité($\mu\Omega.cm$)	Metal	Resistivité($\mu\Omega.cm$)
Argent	1.62	manganèse	5.0
cuivre	1.68	Rhadium	5.1
Or	2.42	Tungstène	5.5
Aluminium	2.66	Zinc	6.0
magnesium	4.46	Potassium	7.0
calcium	4.60	cadmium	7.5
sodium	4.60	Fer	9.8
molybdène	4.77		

La conductibilité électrique du cuivre est diminuée par la présence de tous les autres éléments. L'influence des impuretés les plus fréquentes est donnée par la figure suivante :

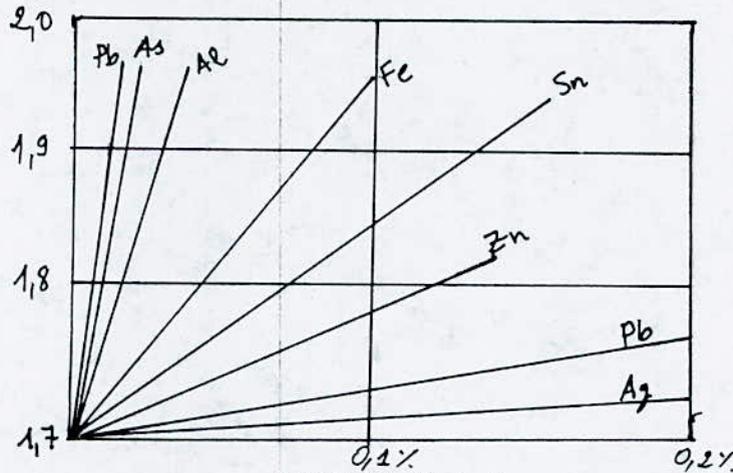


FIGURE 3.1.1

INFLUENCE D'IMPURETES SUR LA CONDUCTIBILITE ELECTRIQUE DU CUIVRE PUR [11]

a.4)- Conductibilité thermique:

La conductibilité thermique du cuivre vient aussitôt après celle de l'or et de l'argent. A 20° C, elle est de :

$$\chi = 0.923 \text{ cal/cm.sec.}^{\circ}\text{C}$$

Cette caractéristique décroît quant on élève la température :

$$\chi = \chi_0 (1 - aT)$$

Le paramètre a varie selon les chercheurs :

$$a = 2.6 \cdot 10^{-4}$$

D'après Jager & Diesselhort.

$$a = 6.4 \cdot 10^{-4}$$

D'après Hagstrom.

a.5)- Coefficient de dilatation:

A 25°C, le coefficient de dilatation du cuivre est de :

$$\alpha = 16.47 \cdot 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$$

Le coefficient de dilatation thermique du cuivre varie avec la température, selon la figure suivante :

$T^{\circ} [^{\circ}\text{K}]$	$10^6 \alpha [\text{deg}^{-1}]$	$T^{\circ} [^{\circ}\text{K}]$	$10^6 \alpha [\text{deg}^{-1}]$
103	10,39	183	14,68
123	12,06	203	15,00
143	13,05	223	15,95
163	14,37	243	16,10

FIGURE 3.1.2

VARIATION DU COEFFICIENT DE DILATATION DU CUIVRE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

a.6)- Point de fusion:

La température de fusion du cuivre est de 1083°C.

La chaleur de fusion est de 50.46 cal/g .

a.7)- Chaleur spécifique:

La chaleur spécifique du cuivre , à 25°C , est :

$$C_p = 0.0919 \text{ cal/g.}^{\circ}\text{C}$$

La variation de la chaleur spécifique en fonction de la température est donnée par le tableau qui suit :

TABLEAU N°4:

VARIATION DE LA CHALEUR SPECIFIQUE DU CUIVRE EN FONCTION
DE LA TEMPERATURE

T(°C)	50	100	200	400	500	800	1000	1083
C _p ()	0.0931	0.0952	0.0985	0.1050	0.1150	0.1180	0.1245	0.1272

b)- PROPRIETES MECANIQUES:b.1)- Resistance à la traction:

La résistance à la traction du cuivre est de 17 KG/mm². Elle est fortement affectée par le travail mécanique préalable. Elle augmente considérablement sous l'effet de l'écroutissage, mais elle diminue après un traitement de recuit et, elle est d'autant plus faible que la température de recuit est élevée.

b.2)- Limite d'élasticité:

La limite d'élasticité du cuivre est de 10Kgf/mm². Elle augmente fortement sous l'effet de l'écroutissage, mais sous celui du recuit, elle décroît au même temps que la résistance à la traction, d'une quantité comparable en valeur absolue.

L'influence de la température de recuit sur la limite d'élasticité est donnée par le tableau ci dessous :

TABLEAU N°5:

EVOLUTION DE LA LIMITE D'ELASTICITE DU CUIVRE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE RECUIT

T (°C)	0	200	400	600	800	1000
Re(Kgf/mm ²)	13	12.8	12	10	6	2

b.3)- Module d'élasticité:

Le module d'élasticité du cuivre, à l'état recuit, est :

$$E = 12000 \text{ Kgf/mm}^2 \quad [11]$$

b.4)- Allongement à la rupture:

L'allongement à la rupture par traction du cuivre varie de 35% à 50% il diminue avec l'écrouissage, la présence d'impuretés et augmente avec la température de recuit.

b.5)- Striction:

La striction du cuivre varie de 70% à 80%. Cette grandeur varie dans le même sens que l'allongement.

b.6)- Dureté:

La dureté du cuivre à l'échelle BRINELL varie de 35HB à 50HB et ceci est fonction de la température de recuit. Elle est fortement accrue par la compression préalable.

La variation de la dureté BRINELL en fonction de la température est donnée par le tableau suivant :

TABLEAU N°6:

EVOLUTION DE LA DURETE BRINELL DU CUIVRE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

T(°C)	18	100	200	300	390	523
HB	37.4	35.2	30.8	26.7	23.4	17.6

La durete varie dans le meme sens que la résistance à la traction et la limite élastique.

b.7)- Coefficient de poisson:

Le coefficient de poisson du cuivre à 20°C est :

$$\nu = 0.34$$

b.8)- Coefficient de viscosité:

A 15°C, le coefficient de viscosité interne du cuivre est de :

$4.8 \cdot 10^{-8}$ pour le metal ecroui, et $5.13 \cdot 10^{-8}$ après recuit.

La vitesse du son dans le cuivre est de 3970 m/s à la temperature ordinaire.

b.9)- Compressibilité et coefficient de torsion:

Pour des valeurs de la pression comprises entre 100 et 500 mégabar, la compressibilité du Cuivre à 20°C, est de $0.75 \cdot 10^{-6}$ par megabar. La compressibilité qu'on notera χ croit rapidement avec la temperature:

TABLEAU N°7:

EVOLUTION DE LA COMPRESSIBILITE DU CUIVRE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE [13]

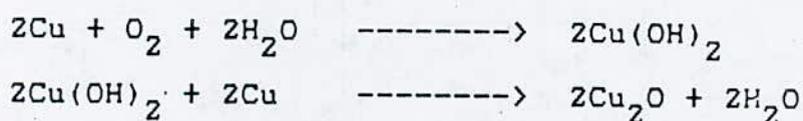
T (°C)	-190	17	133	165
10^6	0.718	0.773	0.815	0.828

Ces resultats ont été déterminés par GRUNEISER.

Le coefficient de torsion du cuivre est de 4000 Kgf/mm².

c)- Resistance a la corrosion:

Le cuivre pur a une bonne resistance à la corrosion. Toute fois, il est altérable par plusieurs réactifs dont l'attaque peut être assez facile; dans un milieu humide, il possède une bonne résistance à la corrosion, car il se couvre d'une couche protectrice constituée par un mélange de cuivre métallique et d'oxyde de cuivre monovalent, suivant les réactions:



3.2.2- PROPRIETES GENERALES DE L'ALUMINIUM:

a)- Proprietes physiques:

a.1)- Parametre du reseau:

L'aluminium cristallise dans le systeme cubique à faces centrées. Le parametre de la maille pour un aluminium de grande pureté à 20°C est de :

$$a_{20^\circ} = 4.0414 \pm 0.0002 \text{ \AA}$$

La presence d'impureté provoque une contraction du reseau comme le montre le tableau suivant :

TABLEAU N°1: [7]

CONSTANCE DU RESEAU DE L'ALUMINIUM A 25°C

Pureté du métal	Paramètre du reseau
Fusion de zone Titre nominal : 99.9998% = .8 , Cu= .4 , Si < 1 (10 ⁻⁶ poids)	4.04958 Å ± 0.000025
Double electrolyse 99.99% Si= 15 , Fe= 7, Cu=4, Mg=7! (10 ⁻⁶ poids)	4.04947 Å ± 0.00004

a.2)- Densité:

L'une des principales propriétés de l'aluminium est sa légèreté. Sa densité varie légèrement avec son titre à 25°C elle est égale à 2.6980 pour un aluminium de grande pureté, et atteint 2.71 pour une pureté inférieure à 99.5%.

La densité de l'aluminium en g/cm³ à l'état liquide varie en fonction de la température (t°C) conformément à la loi :

$$D = 2.382 - 0.000273 (t - 660°)$$

TABLEAU N°2:

DENSITE DE L'ALUMINIUM A 99.99% A L'ETAT LIQUIDE
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE [13]

Temperature	660	800	1000
Densité g/cm ³	2.382	2.344	2.289

a.3)- Conductibilité électrique:

La resistivité de l'aluminium de pureté 99.99% parfaitement recuit est de $2.632 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$ à 20°C , soit 65.50% de la resistivité du cuivre recuit pris comme etalon ($Cu = 1.724 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$). La conductibilité de l'aluminium commercial est inférieure à cette valeur. La conductibilité électrique est affectée par tout paramètre qui détruit la continuité de la matière, ceci que ce soit à l'échelle atomique, microscopique, ou macroscopique. La resistivité de l'aluminium depend de quatre paramètres :

- . L'état de pureté du métal.
- . L'état structural du métal.
- . Son degré d'ecroiissage.
- . La température.

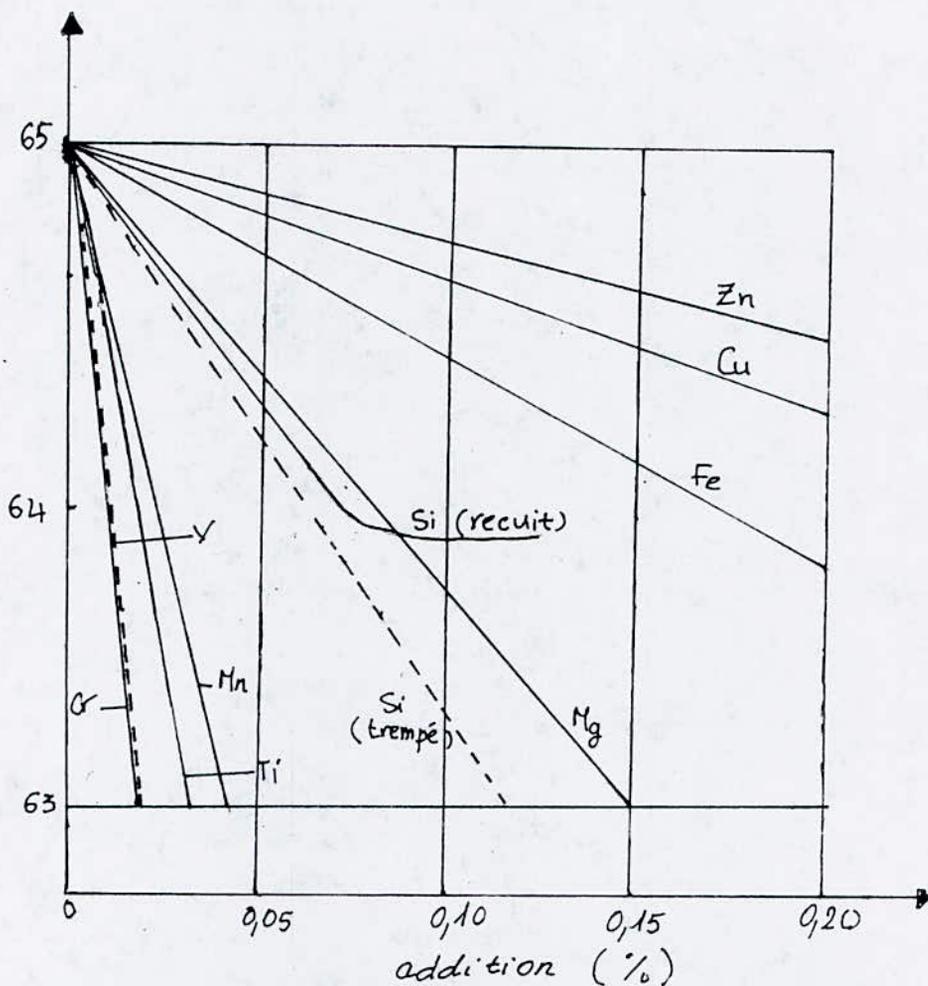


FIGURE 3.2.2.1

Influence des additions sur la conductibilité électrique de l'aluminium à 99.99% (22)

La resistivité augmente lorsque la température s'élève selon la loi :

$$\rho_t = \rho_{20} [1 + a (t - 20)]$$

ρ_t étant la resistivité à $t^\circ\text{C}$ et ρ_{20} la resistivité à 20°C .

a le coefficient de température, il est voisin de $4 \cdot 10^{-3}$ pour l'aluminium dans l'intervalle $(0, 100)^\circ\text{C}$. Il varie légèrement avec la pureté du métal.

La resistivité électrique augmente avec l'écroutissage comme le montre le tableau suivant :

TABLEAU N°3:

EFFET DE L'ECROUISSAGE SUR LA RESISTIVITE D'UN
FIL D'ALUMINIUM 99.5%, ECROUI PAR TREFILAGE (12)

Taux d'allongement en %	150	260	460	900	2150	3300	8900
Augmentation de la resistivité en Ω .cm	0.005	0.008	0.014	0.023	0.033	0.039	0.045

Outre l'influence des traitements mécaniques, la resistivité électrique dépend des traitements thermiques. C'est ainsi que la resistivité électrique d'un métal ecroui peut être diminuée par un traitement de recuit.

Le tableau qui suit donne les valeurs de la resistivité de l'aluminium à diverses températures.

TABLEAU N°4:

LA RESISTIVITE ELECTRIQUE EN FONCTION DE LA
TEMPERATURE [13]

Titre	T°	$\rho \cdot 10^6$
Al pur	-189	0.64
	-100	1.53
	0	2.63
	100	3.80
	400	8
Al 99.7%	20	2.828

a.4)- Conductibilité thermique :

Elle est relativement élevée puisqu'elle vient directement après celle de l'or, de l'argent et du cuivre. Elle est égale à :

$$\chi = 0.52 \text{ Cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$$

La conductibilité thermique augmente avec la température comme le montre le tableau ci dessous :

TABLEAU N°5:

EFFET DE LA TEMPERATURE SUR LA CONDUCTIBILITE THERMIQUE [13]

T(°C)	Conductibilité thermique (Cal/cm.s.°c)
-160	0.514
18	0.504
100	0.49
200	0.55
300	0.64
400	0.76
600	1.01

a.5)-Coefficient de dilatation:

Le coefficient de dilatation de l'aluminium de pureté 99.99% est de :

$$\alpha = (23.4 + 0.2) 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$$

La variation du coefficient de dilatation linéaire en fonction de la pureté et de la température est donnée par le tableau suivant :

TABLEAU N°6:

VARIATION DU COEFFICIENT DE DILATATION EN FONCTION
DE LA PURETE ET DE LA TEMPERATURE [13]

pureté %	T(°C)		10^6 deg^{-1}
Al pur	-191	16	18.35
	20		25.5
	40		23.1
	600		31.50
Al 99.95	100	200	23.8
	20	300	25.7
	20	600	28.7
Al commercial	20	100	24.0
	20	300	26.7
	20	60	28.7

a.6)-Point de fusion:

Le point de fusion de l'aluminium croit avec la pureté. La valeur généralement admise est de 660°C.

$$\theta_f = 660^\circ\text{C}$$

La chaleur de fusion est :

$$\Delta H_f = 93 \text{ Cal}$$

a.7)- Chaleur spécifique :

La chaleur spécifique de l'aluminium dans l'intervalle de température (0 , 100)°C est de :

$$C_p = 0.2259 \text{ Cal/g.}^\circ\text{C}$$

Entre la température ambiante et la température de fusion, la chaleur spécifique est représentée par l'équation :

$$C_p = 20.68 + 12.39 \cdot 10^{-3} T$$

T exprimée en °Kelvin.

b)-Propriétés mécaniques :

b.1)-Resistance à la traction :

La résistance à la traction de l'aluminium est de 9 Kg/mm^2 . Elle croit notablement avec l'érouissage. Cependant elle diminue après un traitement de recuit.

b.2)-Limite d'élasticité:

La limite d'élasticité de l'aluminium est de 3 Kg/mm^2 , sous l'effet de l'érouissage et sous celui du recuit, la limite d'élasticité varie dans le même sens que celui de la résistance à la traction.

b.3)-Module d'élasticité :

Le module d'élasticité est de 6700 Kg/mm^2 , pour un métal coulé, la miné ou écroui à la température ordinaire. Le module de YOUNG diminue considérablement lorsque la température s'élève.

b.4)-Allongement à la rupture :

L'allongement à la rupture de l'aluminium est égal, à l'état recuit, à :

$$A = 45 \%$$

b.5)-Striction :

Ou déformation permanente de la section à l'endroit le plus étroit de l'éprouvette, est égale à :

$$Z = 80\%$$

L'allongement et la striction à la rupture, donnent une indication de la capacité de déformation plastique du matériau considéré, et par conséquent, un critère pour le comportement sous surcharge d'élément de construction.

b.6)-Dureté :

On peut mesurer directement la dureté de l'aluminium, elle évolue parallèlement à la charge de rupture.

La dureté Brinell est de 16 HB pour un métal à 99.97%, et de 39 HB pour un métal de 99.3%. Les traitements mécaniques modifient donc considérablement la dureté mais cet effet est dissipé par le recuit.

b.7)-Coefficient de poisson :

C'est le rapport de la contraction transversale à l'extension longitudinale sous l'effet de la traction, il est :

$$\nu = 0.34$$

b.8)-Compressibilité et coefficient de torsion :

La compressibilité moyenne de l'aluminium est de l'ordre de $1.4 \cdot 10^{-6}$ par megabar, sur le coefficient de torsion est de 3000 Kg/mm^2 . Il décroît lorsque la température s'élève.

TABLEAU N°7:

ARACTERISTIQUES MECANQUES DE L'ALUMINIUM

pureté en(%)	etat	resistance à la rupture (Kg/mm ²)	limite elastique (Kg/mm ²)	allongement (%)	dureté Binell ₂ (Kg/mm ²)
99.7	ecroui	15 - 17	15 - 16	3 - 6	40 - 50
	recuit	8 - 8.2	3.6 - 4	35 - 40	20
99.99	ecroui	11 - 13	11 - 12	5 - 6	30 - 40
	recuit	5 - 6	2 - 3	45	15
99.998	ecroui	9	9	4 - 5	30
	recuit	3 - 5	2.6	50	10 - 14
99.999	ecroui	---	---	---	---
	recuit	2.6 - 2.8	---	---	---

c)-Propriétés chimiques : [16]

L'aluminium doit être considéré comme un excellent matériau résistant à la corrosion, puisque on peut souvent l'utiliser sans le recouvrir d'un vernis, ou le munir d'une quelconque protection de surface. Cette protection est assurée par la fine pellicule d'alumine qui le recouvre. Cette dernière se forme spontanément. Si on l'enlève, elle se recombine immédiatement avec l'oxygène de l'air, et la réaction d'oxydation s'arrête en peu de temps, car la pellicule est imperméable, elle ne permet pas le passage de l'oxygène en d'autres liquides, ou gaz agressifs jusqu'à l'aluminium.

3.3- PROCÉDES DE FABRICATION DES FILS ELECTRIQUES DE CUIVRE & D'ALUMINIUM:

Deux procédés sont utilisés dans la fabrication des fils de Cuivre et d'Aluminium destinés à l'utilisation dans l'industrie pour le transport de l'énergie électrique. Leurs principes sont identiques pour les deux métaux :

a)- Procédé classique:

Les lingots de Cuivre et d'Aluminium subissent des réchauffages à des températures respectives de 900°C et 500°C, dans des fours électriques.

Après l'opération de réchauffage, les lingots passent directement au laminoir à plusieurs cylindres pour être laminés à chaud, et ressortir sous forme de fils de diamètres déterminés; finalement ils sont bobinés au moyen d'un bobinoir.

Le refroidissement se fait en général à l'air libre.

3.4- PROCÉDE DE COULEE CONTINUE:

Ce procédé est le plus utilisé dans l'industrie de fabrication du fil-machine (trefilage). Il consiste à fondre les cathodes dans un four chauffé au gaz naturel. Le métal fondu s'écoule par un goulotte dans un four de maintien dans lequel la teneur en oxygène est soigneusement réglée. Celle ci est mesurée d'une façon continue à la sortie du four de maintien. Dans le cas du cuivre, la teneur en oxygène à la sortie du four, est

voisine de 0.016% .

Ensuite le métal liquide, entre dans la machine de coulée par un bec de forme bien étudiée pour réduire les remous au minimum. A la sortie de la machine de coulée , la solidification de la barre est totalement achevée au moyen d'un dispositif de refroidissement à arrosage d'eau.

Avant d'entrer dans le laminoir, la barre est découpée en longueur de 1 mètre, ensuite elle passe dans un tunnel d'homogénéisation de température dont le chauffage se fait par induction à basse fréquence, pour permettre un laminage à une température constante.

Au cours du laminage, subit un nettoyage par arrosage à l'aide d'un liquide constitué d'eau , contenant une huile spéciale ; la barre passe par plusieurs cylindres à savoir la section finale voulue.

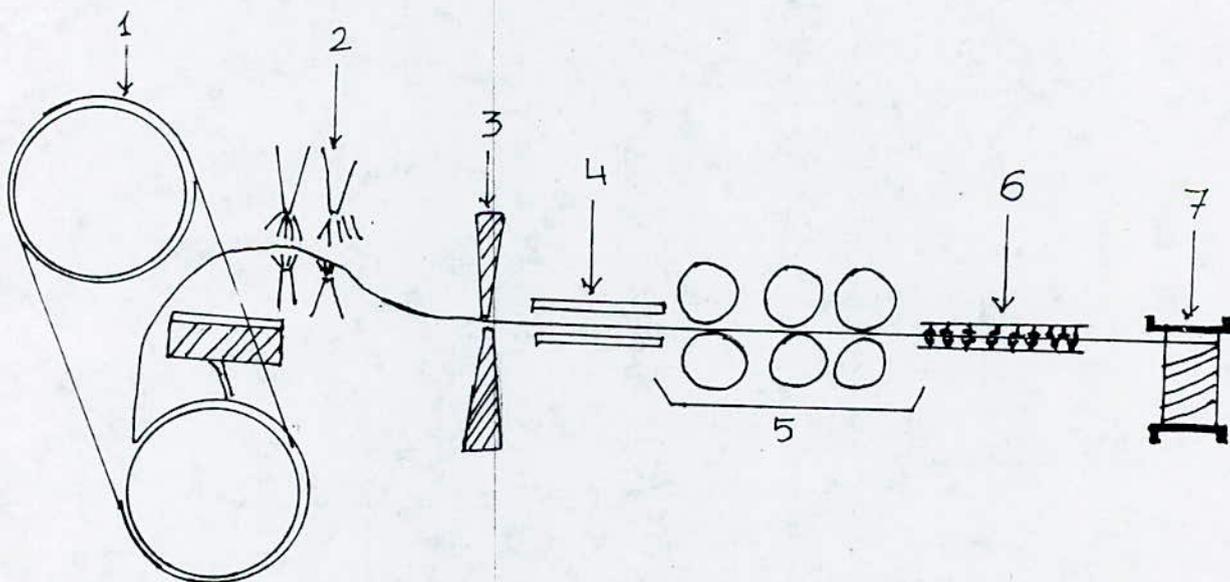


FIGURE 3.4.1
Principe de coulée continue

- 1.Machine de coulée continue
- 2.Dispositif de refroidissement par arrosage.
- 3.Cisailles volantes.
- 4.Dispositif de chauffage par induction .
- 5.Laminoir.
- 6.Dispositif de nettoyage par arrosage.
- 7.Bobinoir.

Ce procédé de coulée est le procédé de Contirod qui est en perfectionnement de celui de Properzi.

- Decapage des fils :

Ce processus consiste à former , après refroidissement du fil, des spires à un diamètre correspondant à la forme de la bobine, ou elles sont transportées dans les cas de la décaperie.La première cuve contient de l'acide sulfurique à 60°C , qui arrose le fil sous pression de façon à accélérer le decapage.Ensuite , elles traversent des cuves de rinçage à l'eau froide, puis à l'eau chaude et l'opération se termine enfin par un traitement au moyen d'une solution permettant de stabiliser l'aspect de surface du fil, pendant plusieurs semaines en attendant le tréfilage.

3.5- TECHNOLOGIE DU TREFILAGE :

Le fil machine obtenu par les opérations de laminage est un produit intermediaire , surtout dans la fabrication des cables électriques, dont le fil doit avoir un diamètres plus petits , l'opération qui permet

la réduction du diamètre du fil est dite trefilage. Le principe du trefilage est d'utiliser la plasticité du métal pour réduire le diamètre du fil, par passage à travers un orifice calibré, appelée filière, sous l'effet combiné d'application d'un effort de traction et d'un effort radial de compression par filière. La traction doit être inférieure à la charge de rupture du métal pour éviter la cassure du fil, pour cela l'opération est effectuée en plusieurs passes, chacune limitée à un taux de réduction de la section.

3.5.1- La filière: (Figure 3.5.1)

La filière est un corps d'acier solide, avec un trou conique usiné dans un matériau de dureté élevée (carbure de tungstène, diamant, etc ...). Notons que pour des fils de diamètre supérieur à 1 mm, on utilise des filières en carbure de tungstène. Pour des diamètres inférieurs à 1 mm, on utilise des filières de diamant dont la durée de vie est de 50 à 100 fois supérieure à celle des premiers, et cela pour la raison de grande vitesse de trefilage.

Geométriquement La filière comprend :

* Un cône d'entrée : AA' - BB'

Son but est de favoriser l'accès du lubrifiant dans la zone de travail. Il est de 60° à 90° environ.

* Cône de travail : BB' - CC'

C'est la partie essentielle de la filière, il effectue

la totalité de la déformation. Sa hauteur minimale est généralement de :

$3/4 d$ pour un diamètre plus petit que 6 mm.

$1 d$ pour un diamètre plus grand que 6 mm.

Son angle doit être supérieur à 12° , pour des vitesses grandes, l'angle doit être plus ouvert. Le choix de l'angle dépend du diamètre de trefilage.

* La portée : CC' - DD'

Elle sert à parfaire le guidage de l'écoulement du métal à la sortie du cône de travail, et à accélérer la section finale. Elle est en principe cylindrique, mais elle peut être légèrement conique, avec un angle qui ne dépasse pas 5° . Sa longueur est une fonction du diamètre de sortie :

$0.5 d$ pour les diamètres inférieurs à 5 mm.

0.3 à $0.5 d$ pour les diamètres supérieurs à 5 mm.

Cette longueur augmente lorsque l'importance de la réduction diminue.

* Cône de sortie : DD' - E.E'

Cette partie de filière est sans influence sur le diamètre du fil sortant. Elle sert à soutenir l'orifice terminal pour éviter qu'il s'écaille, son angle est généralement de 70° .

* Lubrification :

Lors de son passage à travers la filière, le fil s'échauffe par suite du travail interne de déformation

et de frottement sur la filière. Cet échauffement s'accroît avec l'augmentation de la vitesse de trefilage. Pour cela le refroidissement et la lubrification de la filière sont deux facteurs très importants dans l'industrie du trefilage. Le refroidissement est assuré par l'eau ou bien de l'huile.

Vue les énormes précisions mises en jeu dans les opérations de trefilage, les machines conçues pour ce but, exigent des lubrifiants tout à fait spéciaux. Les caractéristiques du lubrifiant diffèrent selon l'importance de la déformation et les conditions dans lesquelles elle est effectuée. Il doit répondre aux conditions suivantes :

- Il doit être stable que possible (oxydabilité, interaction avec le métal , etc ...).

- Il ne doit pas créer de dépôts nuisibles sur la surface du fil (coloration , corrosion , etc ...).

- Au cours du trefilage , le lubrifiant se charge de paillettes du métal , seules les grosses particules sont filtrées , les autres seront éliminées au moins en partie , par décantation prolongée. On économise ainsi le remplacement onéreux du lubrifiant , tout en améliorant la tenue des filières et la qualité de la surface du fil.

- Le maintien du pouvoir de lubrifiant doit être assuré par un bon refroidissement du bain de trefilage. Des lubrifiants peuvent supporter des températures de 150°C

sans se décomposer.

3.5.2- Machines de trefilages: (Figure 3.5.2)

Le trefilage du fil machine se fait par des machines dites trefileuses, dans lesquelles il y a un nombre de filières pour obtenir le diamètre désiré. Il existe deux types principaux de trefileuses :

* Trefileuses à accumulation (sans glissement) :

Dans ces machines , les cabestans sont remplacés par des bobines qui tirent le fil et l'accumule en quantité suffisante pour alimenter la passe suivante , sans interruption.

* Trefileuses à glissement :

Dans ces machines , les galets cones , ou tombours , agissant comme cabestans.

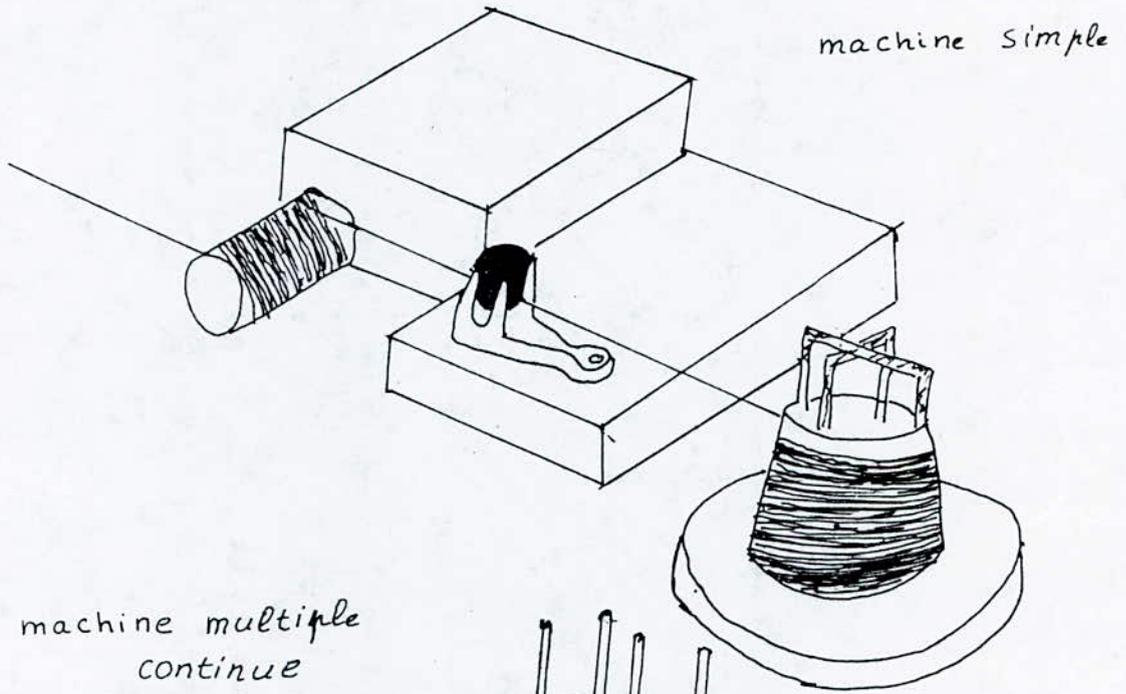


FIG. 3.5.2. TREFILEUSES.

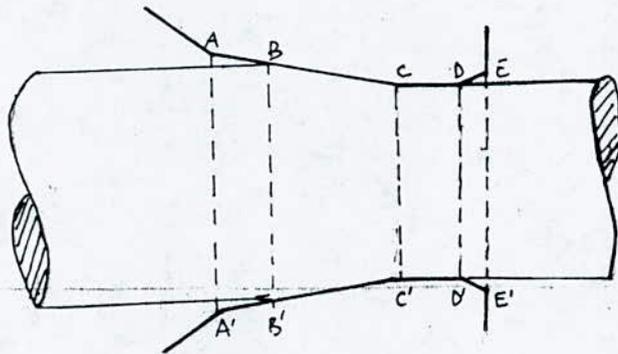


FIG: 3.5.1 FILIERE

CHAP IV

MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES
EXPERIMENTALES

4.1- MATERIAUX ETUDIE:

4.1.1- Caractérisation du fil machine:

Les fils machine utilisés dans notre étude sont des fils produits par le procédé de coulée continue. Ils présentent une surface lisse et brillante une section droite et circulaire de diamètre 8mm pour le fil de cuivre et 12mm pour le fil d'aluminium.

L'analyse chimique des fils machines des deux métaux a montré les résultats suivants :

element %	metal
Al	99.81
Si	< 0.100
Ni	< 0,0004
Sn	0.013
Mg	0
Fe	0.0127

element %	metal
Zn	0
Ti	0
Cu	0.001
Mn	0
Pb	0
Cr	0.015

element g/t	metal
Cu	99.86
P	---
S	3/9
Pb	< 1/1
As	1.5/2
Sb	0.5
Sn	< 0,1

element g/t	metal
Bi	0.2
Se	0.3
Te	0.1
Fe	3/5
Ni	<=2
Co	0,1
Ag	7/10

4.1.2- Mise en forme par tréfilage:

Le tréfilage a été effectué à l'aide de deux tréfilages^{ousses} simples de marque M85S pour le Cuivre, et la F13B pour l'aluminium. On a utilisé à cet effet des filières en carbure de tungstène.

Les gammes de tréfilage sont les suivantes:

n°clas	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Fil Cu	8	7.67	6.45	5.55	4.85	4.21	3.65	3.17	2.82	2.51	2.21	2.00	—
Fil Al	12	11.8	9.5	9.0	8.2	8.10	7.25	6.70	5.55	4.70	4.20	3.45	3.15

4.1.3- Traitements thermiques:

Les traitements thermiques de recuit ont été faits dans un four de marque "MEKERSE" pouvant aller jusqu'à une température de 1100°C. Les températures choisies sont:

pour le Cuivre: 200°C, 300°C, 400°C, 500°C, 600°C, 700°C

Pour l'Aluminium: 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 300°C, 350°C

Pour notre étude on a choisi six taux de déformation, pour chaque métal plus l'état initial $\epsilon = 0$.

	1	2	3	4	5	6	7
Taux déformation Aluminium	0	3.3	37.3	53.3	62	77.44	87.75
Taux déformation Cuivre	0	13.27	35	51.87	72.31	84.29	90.15

4.2- TECHNIQUES EXPERIMENTALES:

4.2.1- Essai-Traction:

L'essai de traction est un système double de mâchoires mobiles qu'exerce une déformation croissante sur une éprouvette constituée d'un fil de longueur utile $l_0 = 20\text{mm}$ qui subit une déformation jusqu'à la rupture et un système dynamique mesurant la charge nécessaire.

* Condition de l'essai:

La machine utilisée (J.J instruments T 5002) peut mesurer des forces allant jusqu'à 500Kg. Les éprouvettes constituées par des fils ont été tractinnées jusqu'à la rupture à température ambiante à une vitesse de 75 mm/mn - La charge à la rupture qui est le rapport de la charge maximal P par la section initiale de l'éprouvette So.

$$R = P / S_0$$

- L'allongement à la rupture qui est exprimé en pourcent par rapport à la longueur initiale Lo de l'éprouvette.

$$A = ((L-L_0)/L_0) * 100\%$$

Il est déterminé ~~en~~ portant sur toute la longueur utile de l'éprouvette, des repères distants de 50 mm les uns des autres, après rupture on reconstitue l'éprouvette et on mesure la nouvelle longueur L. Ces deux mesures sont les principales caractéristiques de l'essai de traction.

4.2.2- Essai de dureté:

Les essais de dureté ont été faits : par la méthode VICKERS en microdureté. Le microduromètre est caractérisé par la forme pyramidale à ~~sa~~ base carrée avec un angle au sommet de 136° de son pénétrateur en diamant.

Les charges utilisées à cet effet sont respectivement pour l'aluminium et pour le cuivre , 100 g et 200 g.

Les résultats obtenus sont la moyenne de trois essais.

* Principe de l'essai:

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer , un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée

sous une charge F et à mesurer la diagonale moyenne d de l'empreinte après enlèvement de la charge. Cette dureté est exprimée par la relation :

$$S = \frac{d^2}{2 \sin 68} \quad \text{d'ou} \quad HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \sin 68}{d^2} = 1.8544 \frac{F}{d^2}$$

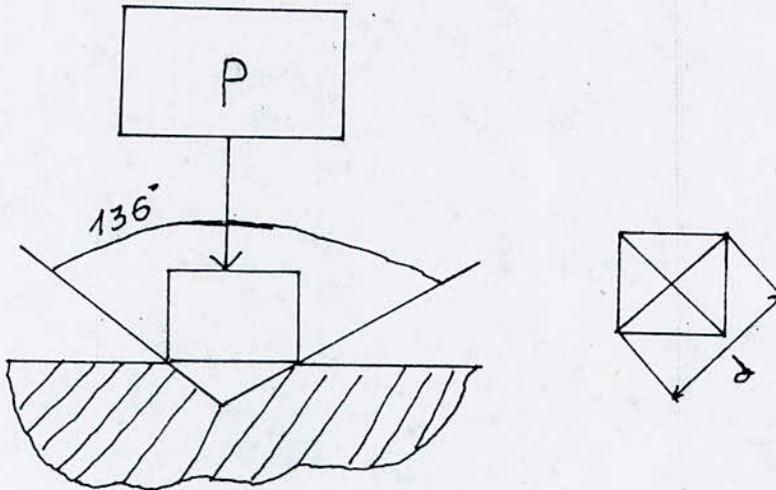


Figure 4.2.2

4.2.3- Mesure de résistivité électrique:

Les mesures de résistivité électrique ont été faites sur le pont THOMSON de marque AESA type 8130 qui permet une haute précision en donnant le résultat de la mesure par affichage.

La résistivité d'une éprouvette de 1000 mm de longueur, mesurée à la température ambiante est corrigée automatiquement par l'appareil, par rapport à la

température de référence choisie (20°C) et ceci à l'aide d'un microprocesseur permettant l'introduction des paramètres voulus.

La résistivité électrique à 20°C est calculée par la formule :

$$\rho = R \frac{S}{L} \quad [\underline{\Omega \cdot m}]$$

avec :

S = section électrique du fil (m²)

L = longueur de l'éprouvette (1 m)

R = résistivité électrique (Ω/m)

4.2.4- Préparation des éprouvettes et des échantillons micrographiques:

4.2.4.1- Préparations des éprouvettes:

Les éprouvettes utilisées pour les essais de traction ont une longueur de 400mm dont 200mm de partie utile, celles utilisées pour les mesures des résistivités électriques ont une longueur de 1500 mm dont 1000 mm de partie utile. Toutes ces ^{éprouvettes} préparations ont été préparées selon les recommandations des normes AFNOR.

4.2.4.2- Préparations des échantillons metallographiques:

Après découpage les échantillons sont enrobés dans une résine puis subissent un polissage mécanique avec des papiers abrasifs : (120,320,600,1000). La finition a été faite en utilisant un feutre avec une pâte diamantée (3 μ et 1 μ) sous un lubrifiant approprié. Après cette opération et après nettoyage dans une cuve à ultrason, on sèche les échantillons qui seront prêts pour

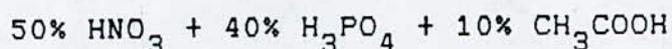
l'attaque chimique et la micrographie.

4.2.4.3- Attaque chimique:

Pour cet effet on a préparé trois réactifs pour chaque métal :

Reactif du Cuivre:

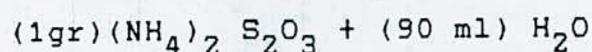
premier réactif :



deuxième réactif :

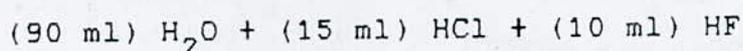


troisième réactif :



Le meilleur réactif d'attaque du cuivre est le premier réactif, avec une durée d'attaque de 1 mn.

Reactif d'Aluminium:



pour une durée d'attaque de 2 mn 15 secondes.

4.2.5- Détermination de la grosseur du grain:

Pour déterminer la grandeur des grains à partir des épreuves photographiques obtenues, nous avons utilisé la méthode d'évaluation par comptage.

Le principe de la méthode se résume comme suit :

1) Le grossissement linéaire "g" qui doit être de telle façon qu'une cinquantaine de grains au moins puissent être délimitée par un cercle de 5000 mm^2 de section tracé sur l'épreuve photographique.

2) La détermination du nombre de grains n_1 , complètement intérieurs au cercle, et du nombre de grains n_2 coupés par la circonférence. Le nombre total

des grains est par convention :

$$n_g = n_1 + \frac{n_2}{2}$$

Le nombre de grains par millimètre carré de surface de l'échantillon est donné par la relation :

$$m = 2 (g/100)^2 * n_{500}$$

alors : $m = 2 (500/100)^2 * n_{500}$

$$m = 50 n_{500}$$

- Le diamètre moyen en millimètre du grain est :

$$d_m = \frac{1}{(m)^{1/2}}$$

CHAP V

INFLUENCE DU DEGRE D'ECROUISSAGE SUR
LA STRUCTURE ET LES CARACTERISTIQUES
DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM

Pour déterminer l'influence de l'écroutissage par tréfilage sur la structure, les propriétés mécaniques et électriques du Cuivre et de l'Aluminium, nous avons exprimé le taux d'écroutissage par la variation de la section relative définie par :

$$\epsilon\% = \frac{S_0 - S}{S_0} * 100$$

Avec S_0 & S respectivement les sections initiale et finale des fils.

L'étude de l'évolution structurale des deux métaux au cours de l'écroutissage par tréfilage a été faite sur les photographies correspondantes aux différents stades de la déformation.

5.1- COMPORTEMENT DU CUIVRE AU COURS DE L'ECROUTISSAGE:

5.1.1- Evolution structurale:

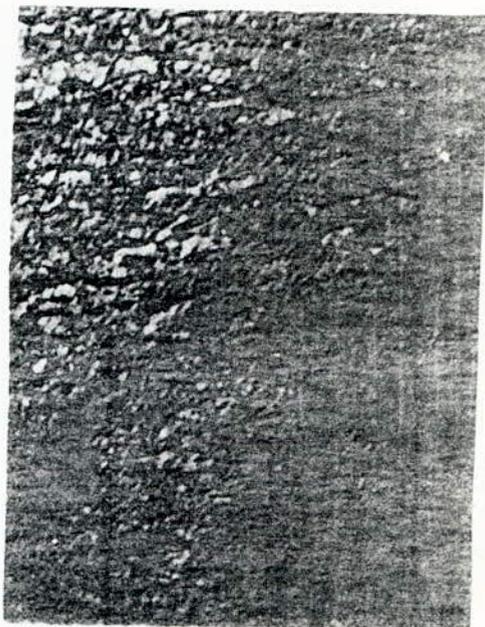
L'examen au microscope optique a montré qu'au cours du tréfilage, les grains subissent une déformation qui se traduit d'une part, par leur allongement suivant l'axe de tréfilages d'autre part par leur affinement.

Au premier stade du tréfilage (réduction de section de l'ordre de 13%), les grains sont légèrement orientés suivant l'axe de déformation. La structure est presque identique à celle du fil-machine; la taille des grains ne semble pas avoir changé. (PL. 1)

A un stade supérieur de tréfilage (réduction de section de l'ordre de 52%), les grains sont très allongés suivant l'axe de déformation, et possèdent des dimensions variables d'un grains à un autre, car



Fil-Machine de cuivre de coulée
continue
Grossissement: 400



Fil de cuivre dont la section a été
réduite de 35%.
Grossissement: 400



Fil de cuivre tréfilé à 62% de réduction
Grossissement: 400



Fil de cuivre après une réduction de
section de 84%

PL.1 .Microstructures du cuivre
à l'état écroui.

l'hétérogénéité de la déformation agit différemment sur les grains selon leurs orientations

La structure des fils ayant subi une déformation importante de l'ordre de 90%, est une structure fibreuse très fine, uniformément répartie et sensiblement parallèle à la direction du tréfilage.

5.1.2- Evolution de la résistivité électrique:

Les résultats obtenus montrent que, l'écrouissage engendre une augmentation de la résistivité électrique (figure 5.1).

Nous avons pu constater que pour un degré de déformation important de l'ordre de 90%, l'augmentation de la résistivité électrique ne dépasse pas 5%. Les valeurs obtenues sont inférieures aux valeurs limites imposées par les normes AFNOR qui sont:

$$\rho_{20} \text{ max} = 0.017586 \quad \Omega \text{ mm}^2/\text{m} \quad \text{pour } d > 6.5 \text{ mm}$$

$$\rho_{20} \text{ max} = 0.017758 \quad \Omega \text{ mm}^2/\text{m} \quad \text{pour } d < 6.59 \text{ mm}$$

L'accroissement de la résistivité électrique est important aux premiers stades de déformation; il décroît pour devenir constant après un taux de déformation de 35%.

5.1.3- Evolution des caractéristiques mécaniques:

5.1.3.1-Evolution de la dureté:

Comme le montre la figure(5.2), la dureté Vickers des fils augmente au fur et à mesure que le taux

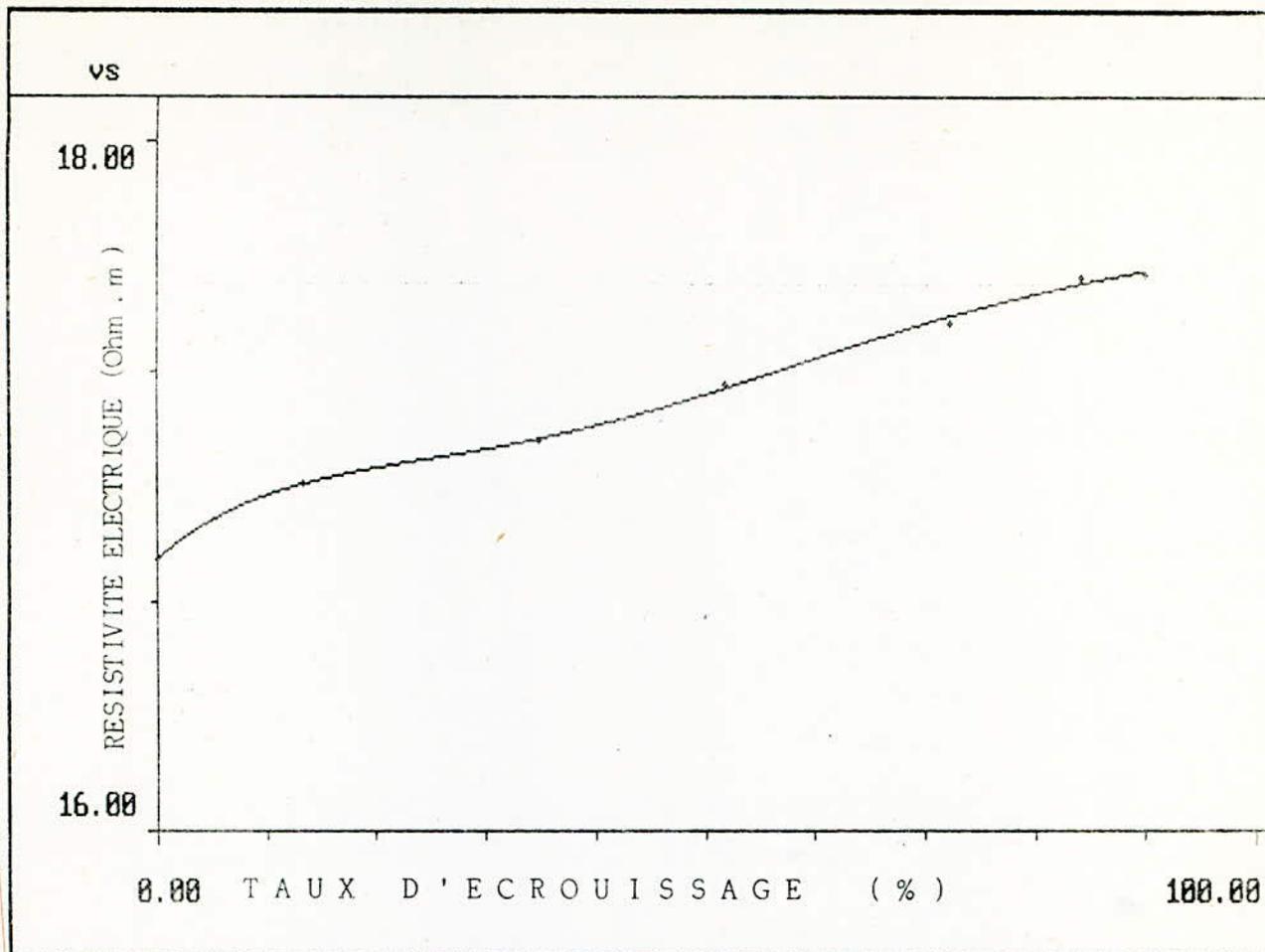


Fig.5-1.VARIATION DE LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DE Cu AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

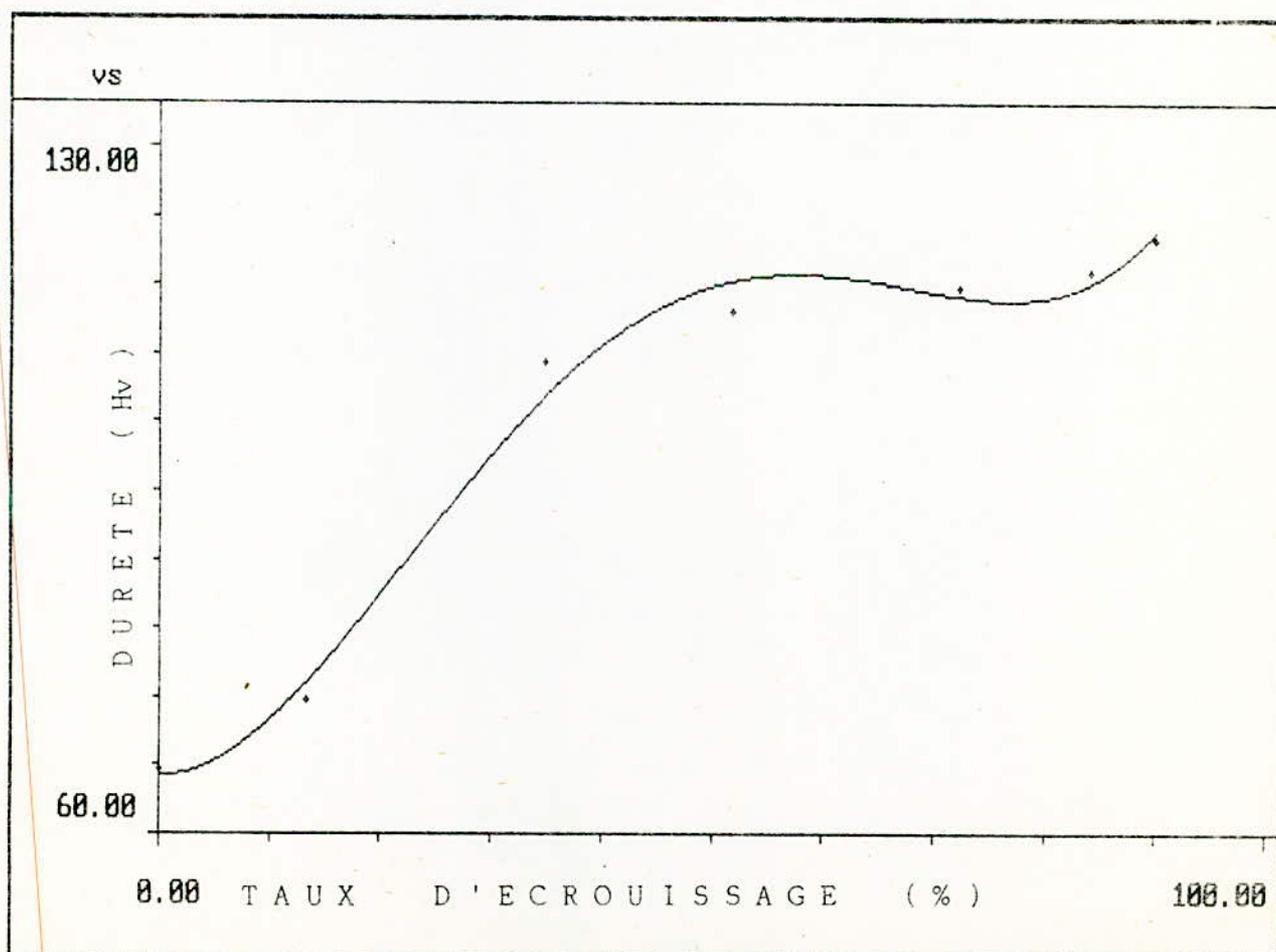


Fig.5-2. EVOLUTION DE LA DURETE DU CUIVRE EN FONCTION DU TAUX D'ECROUISSAGE .

d'écroutissage est important. L'accroissement de la dureté est d'abord faible, puis devient maximal pour la troisième passe de tréfilage correspondante à une déformation de 35%. A ce stade, l'accroissement relatif de la dureté $\Delta H_v/H_v$ atteint 47%. Pour les passes suivantes, il décroît vers une valeur constante d'environ 3%.

5.1.3.2-Evolution de la résistance à la rupture:

La résistance à la rupture du cuivre augmente considérablement au cours de l'écroutissage. L'accroissement relatif atteint un taux de 85% après une déformation de 90% (fig 5.3). La consolidation du matériau est faible au début, devient progressivement importante jusqu'à un taux de déformation de 35%.

Ensuite, elle devient linéaire pour des stades de déformation ultérieurs.

5.1.3.3-Evolution de l'allongement à la rupture:

La chute de l'allongement à la rupture du cuivre est brutale pendant les deux premiers stades de tréfilage. On constate une perte de 76%, correspondante à une réduction relative de section de 35%.

Pour des déformations supérieures de l'ordre de 52%, la chute de l'allongement est moins importante. Ainsi, la consolidation du cuivre est considérable aux stades de déformation supérieurs à 52% (fig 5.4).

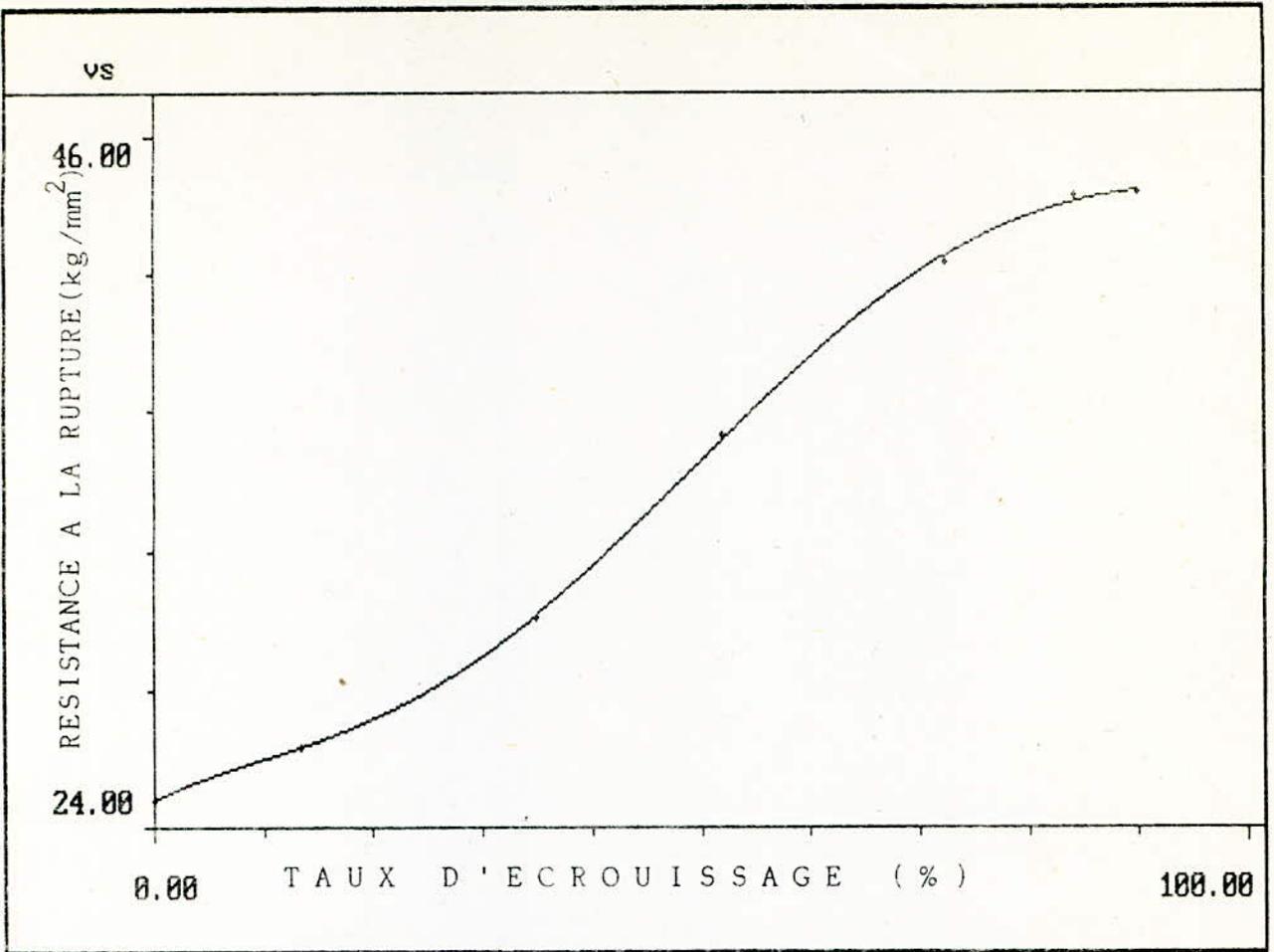


Fig.5-3 VARIATION DE LA RESISTANCE A LA RUPTURE DU Cu AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

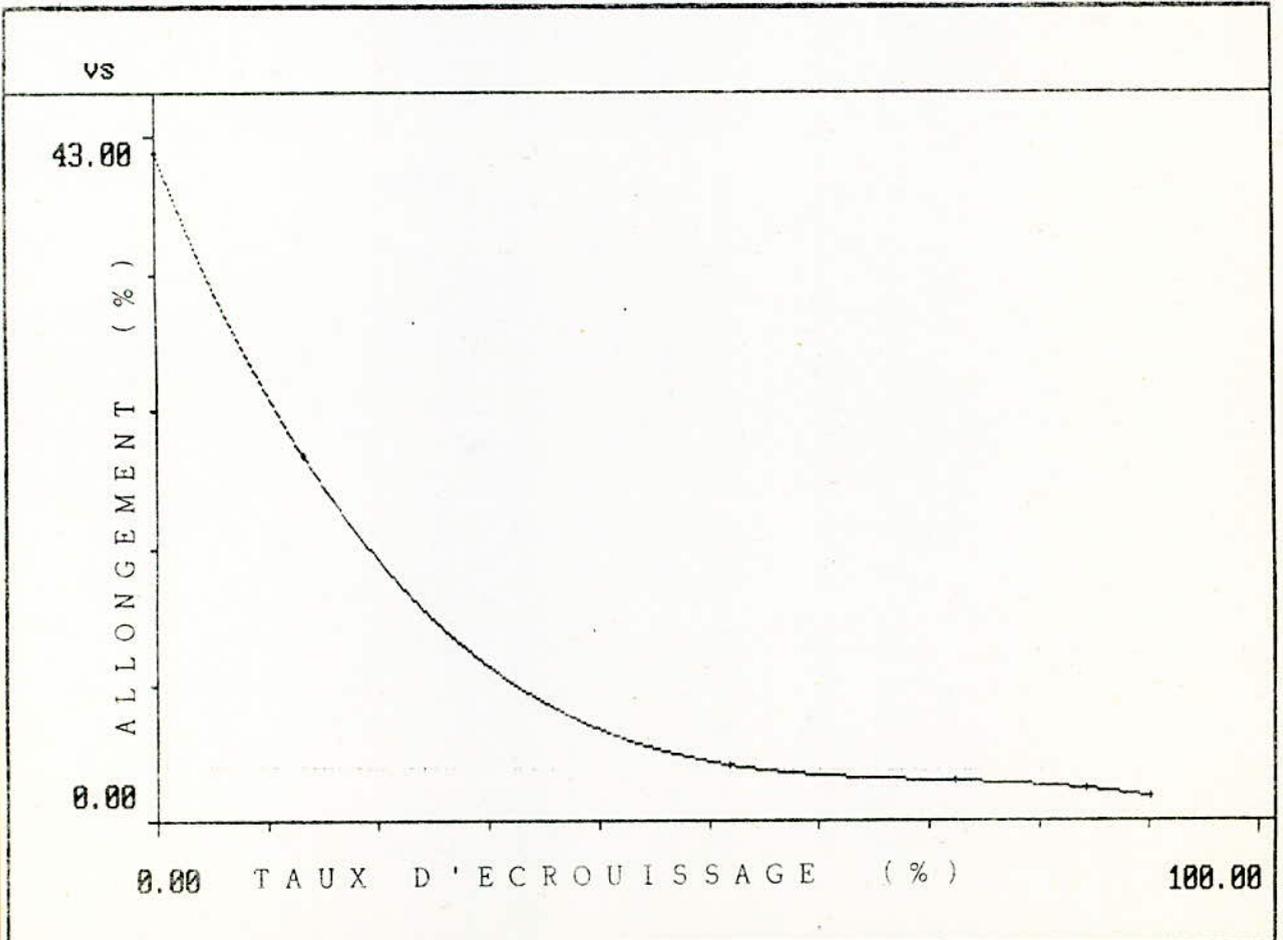


Fig.5.4 . VARIATION DE L'ALLONGEMENT DU CUIVRE AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE .

5.2- COMPORTEMENT DE L'ALUMINIUM AU COURS DE L'ECROUISSAGE:

5.2.1-Evolution structurale:

D'après la micrographie on constate que la structure change avec l'érouissage. A faible érouissage la structure n'a pas subi beaucoup de changement. A érouissage moyen. Les grains sont allongés dans la direction de tréfilage, ils ont subi une déformation, leur taille est plus fine . A fort érouissage la texture de tréfilage apparait,; les grains sont très allongés et de faible taille. (PL. 2)

5.2.2-Evolution de la résistivité électrique:

Au fur et à mesure que la déformation par tréfilage est importante, la résistivité électrique de l'aluminium augmente. L'accroissement est important aux premiers stades, il s'affaiblit pendant les cinq stades suivants, puis il redevient important lorsque le taux de déformation dépasse 77% (Figure 5.5).

5.2.3- Evolution de la résistance à la rupture:

La résistance à la rupture de l'aluminium croit avec le degré d'érouissage. L'accroissement est considérable après un taux de déformation de 77%, il est maximal et atteint une valeur de 69% à la dernière passe de tréfilage (Figure 5.6).

5.2.4- Evolution de l'allongement à la rupture:

L'allongement à la rupture de l'aluminium diminue au cours du tréfilage. Sa consolidation apparait faible pendant les quatres premiers stades de tréfilage. Elle



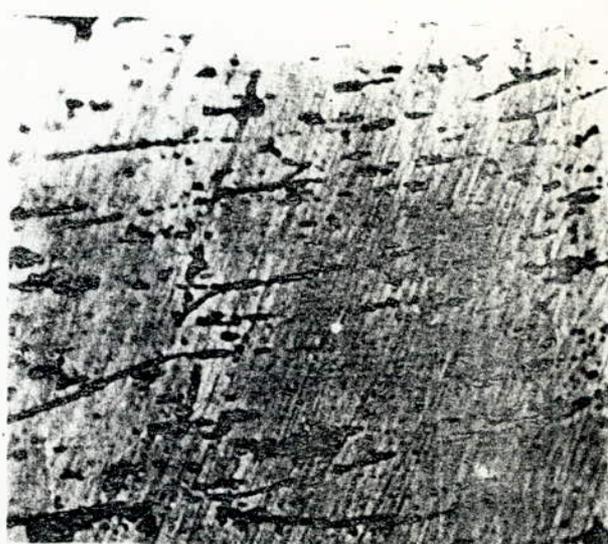
Fil-Machine de Coulée continue
d'aluminium
Grossissement: $\times 200$



Fil d'aluminium après une réduction
de section de 3%.
Grossissement: $\times 200$



Fil d'aluminium après une réduction
de section de 62%.
Grossissement: $\times 200$



Fil d'aluminium après une réduction
section de 77%.
Grossissement: $\times 200$

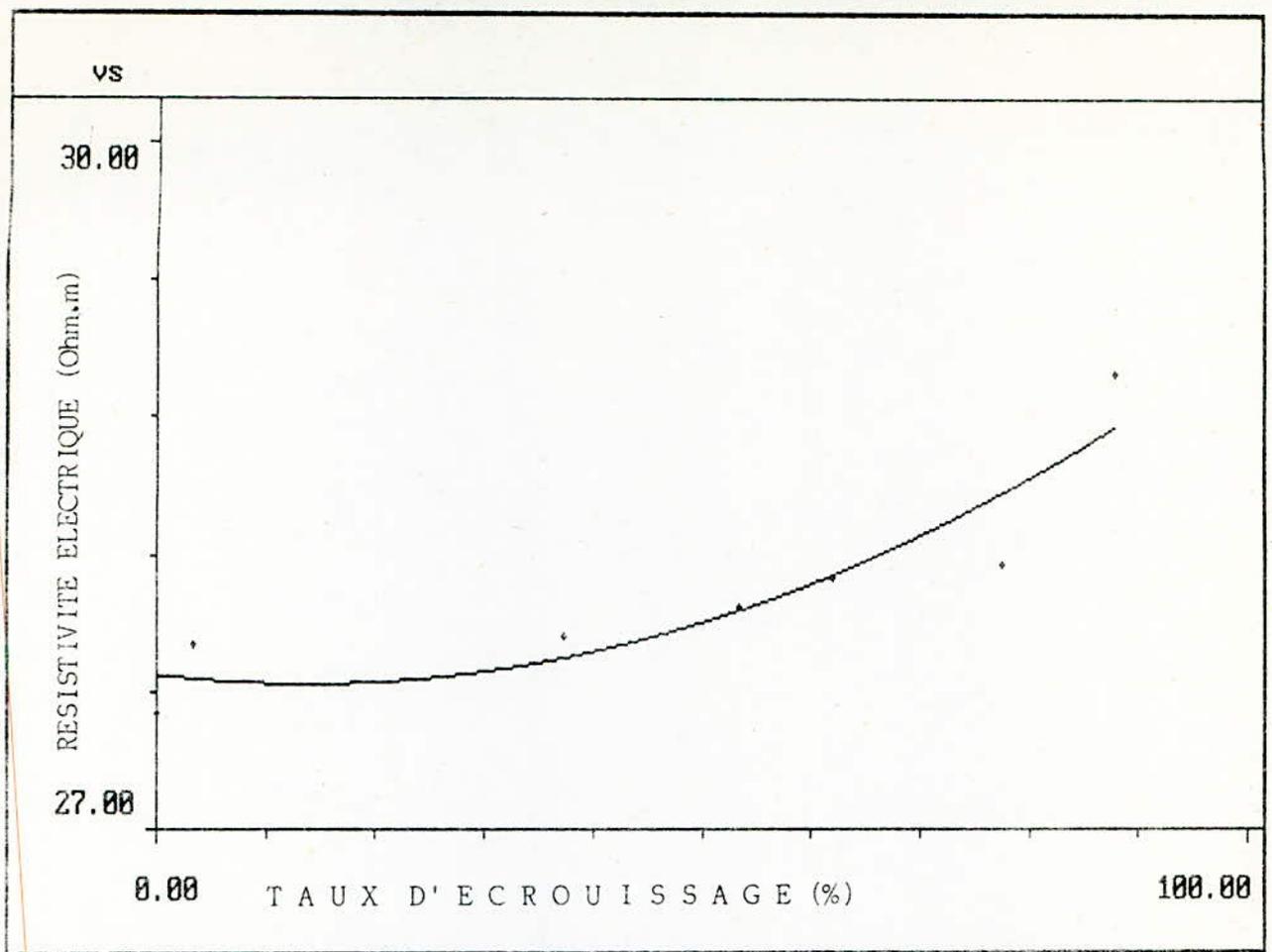


Fig.5-5 VARIATION DE LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DE Al AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

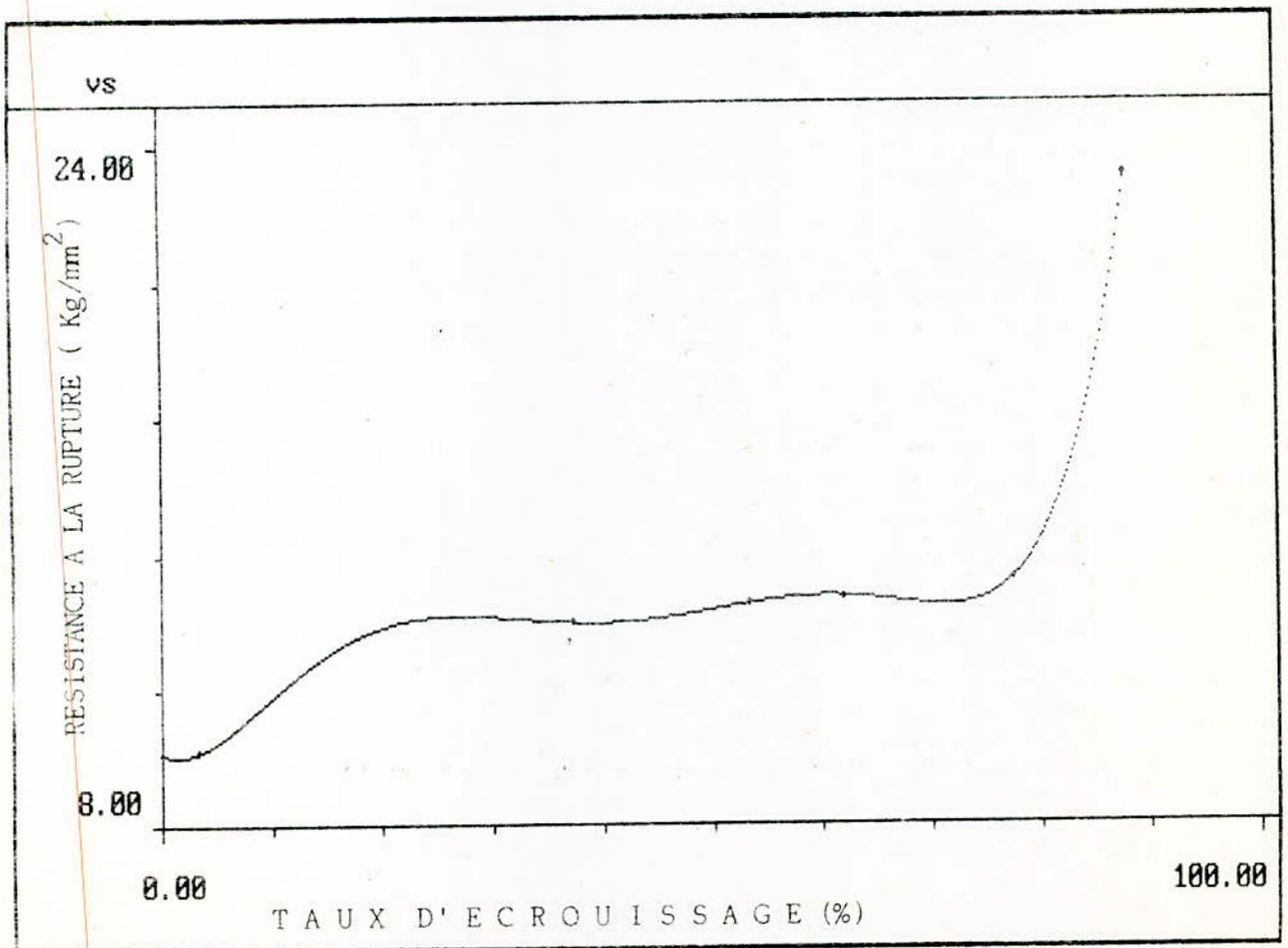


Fig.5-6. EVOLUTION DE LA RESISTANCE A LA RUPTURE DE L'ALUMINIUM EN FONCTION DU DEGRE D'ECROUISSAGE .

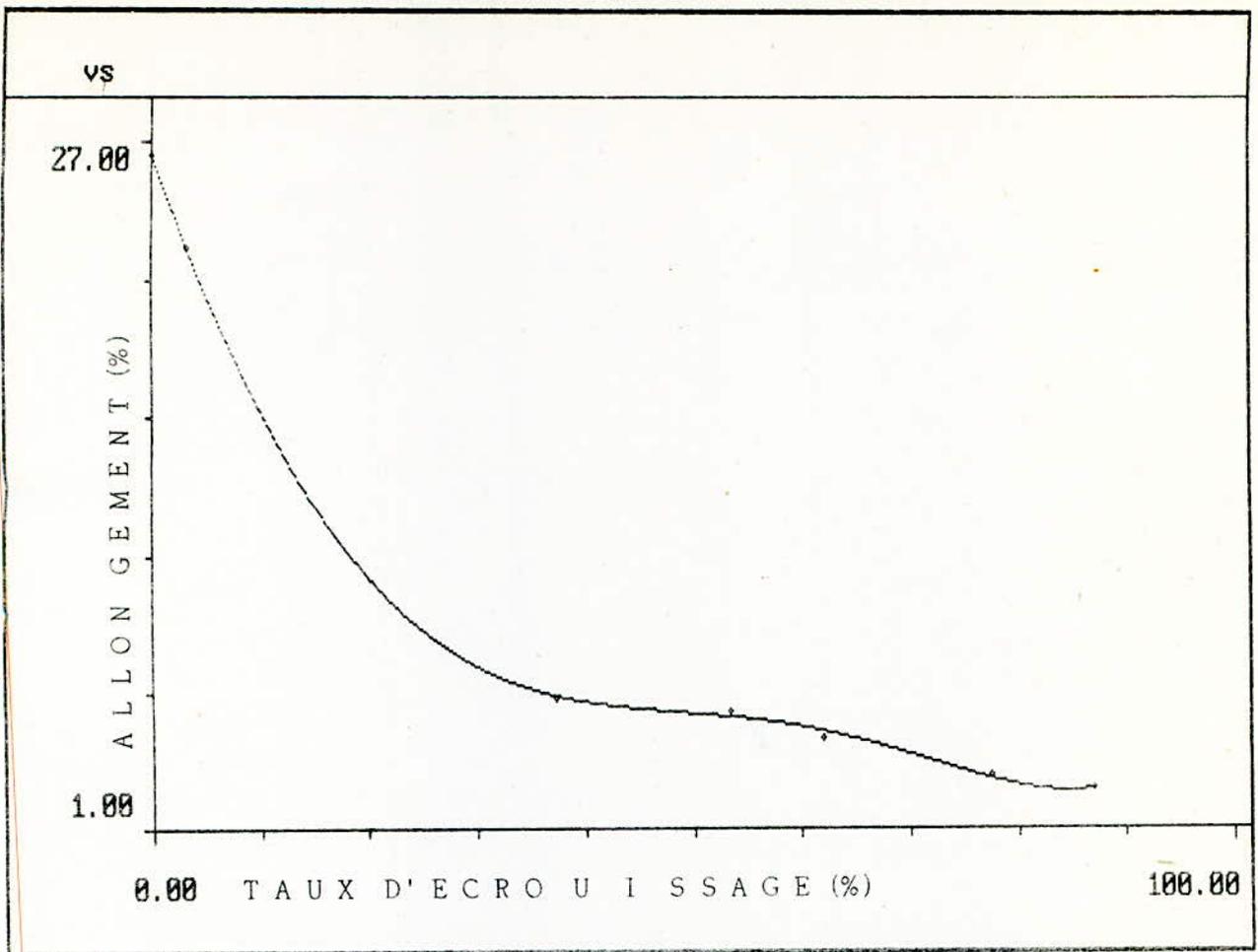


Fig.5-7.VARIATION DE L'ALLONGEMENT DE Al AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

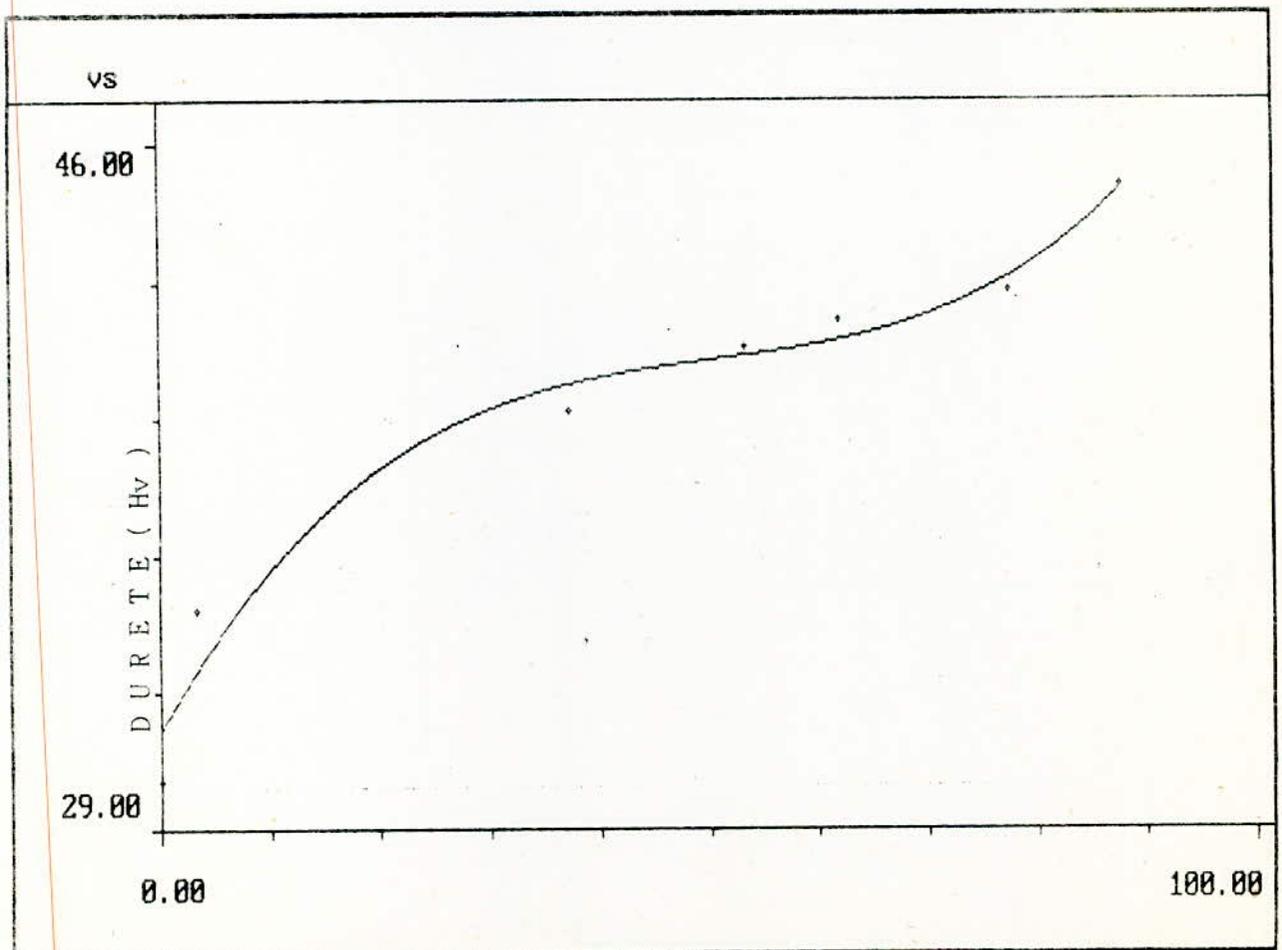


Fig.5-8.EVOLUTION DE LA DURETE DE Al EN FONCTION DU DEGRE D'ECROUISSAGE.

augmente après une déformation relative de l'ordre de 77% (Figure 5.7).

5.2.5- Evolution de la dureté:

La dureté de l'aluminium augmente avec l'augmentation du degré d'écroutissage. L'accroissement est important à la première passe de tréfilage, mais commence à diminuer aux passes suivantes et tend vers la valeur de 2% (Figure 5.8). On constate, néanmoins une tendance à une forte consolidation à la dernière passe de tréfilage.

5.3- ETUDE COMPARATIVE DU COMPORTEMENT DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM:

Pour comparer le comportement du cuivre et de l'aluminium déformés par tréfilage, nous avons tracé les courbes donnant l'évolution des caractéristiques mécaniques et électriques en fonction de l'écroutissage.

5.3.1- Evolution structurale:

Les grains d'Aluminium sont nettement plus gros que ceux du Cuivre. Durant l'écroutissage ils garderont les mêmes variations de taille. Pour les mêmes taux de déformation.

5.3.2- Evolution de la résistivité électrique:

A mesure que les fils de Cuivre et d'Aluminium s'écroutissent, les résistivités électriques augmentent; il faut remarquer aussi pour les deux métaux étudiés, la variation de la résistivité électrique est continue, l'accroissement est faible. Après un taux de déformation de l'ordre de 90%, l'accroissement total dans le cas du

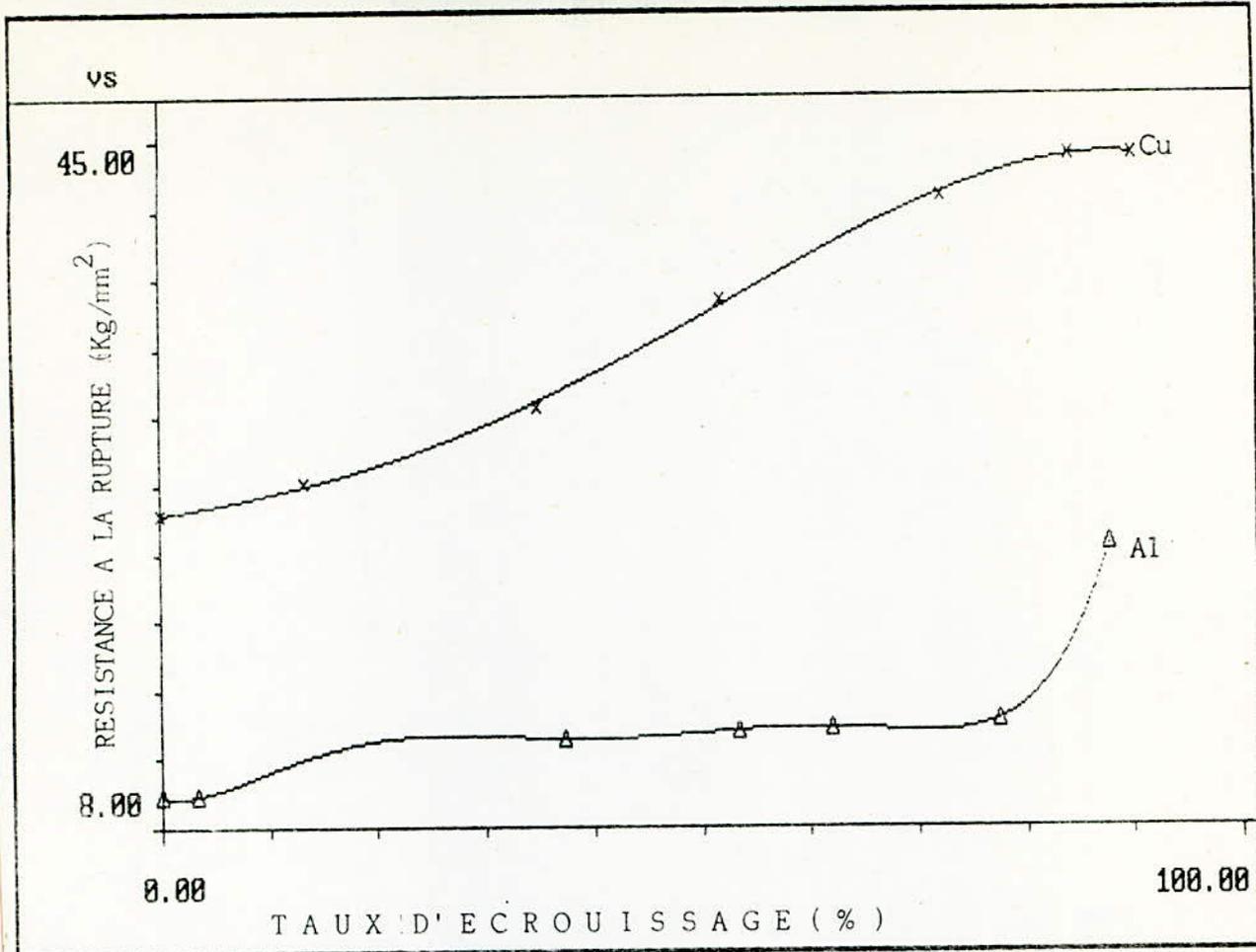


Fig. 5-9 . INFLUENCE DU DEGRE D'ECROUISSAGE SUR LES RESISTANCES A LA RUPTURE DE Al ET Cu.

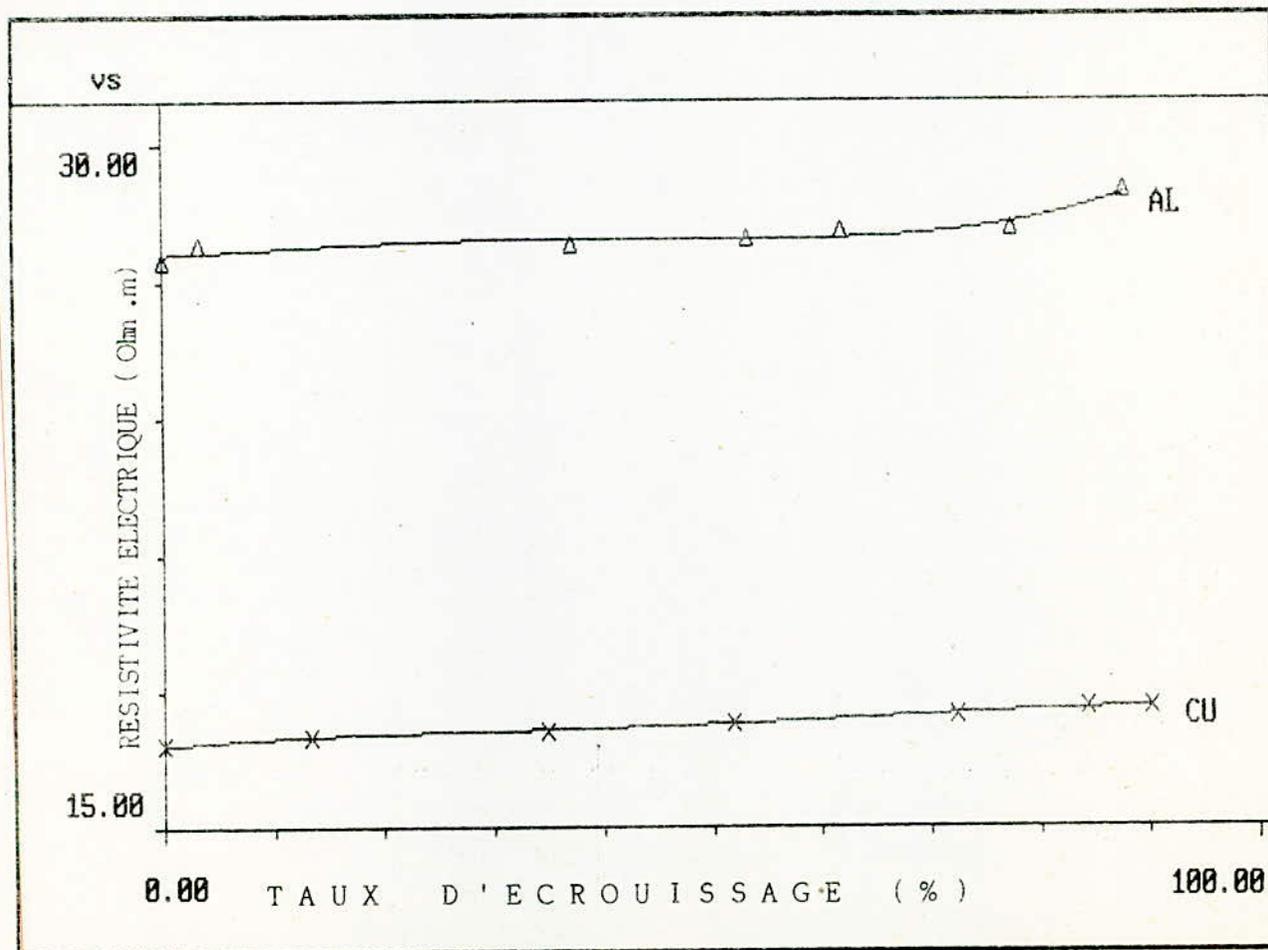


Fig. 5-10 VARIATION DES RESISTIVITES ELECTRIQUES DE Cu ET Al AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

Cuivre ne dépasse pas 5% tandis que celui de l'aluminium atteint 5.1% (Figure 5.9).

5.3.3- Evolution de la résistance à la rupture:

On remarque qu'à l'état non déformé (fil machine), la résistance à la rupture du Cuivre est nettement supérieure à celle de l'aluminium. La différence est d'autant plus élevée que l'écroutissage est important. Nous constatons qu'à un taux de déformation de l'ordre de 75%, l'augmentation de la résistance à la rupture du Cuivre est de 60%, alors que celle de l'aluminium est de 43% (Figure 5.10).

5.3.4- Evolution de l'allongement à la rupture:

Comme le montre la figure (5.11), l'allongement du Cuivre est supérieur à celui de l'aluminium; ils diminuent tous deux avec l'écroutissage. Aussi, il faut constater qu'à un taux de déformation de l'ordre de 46%, l'allongement du Cuivre est presque égal à celui de l'aluminium qui devient supérieur pour des taux d'écroutissage supérieurs.

5.3.5- Evolution de la dureté:

La dureté Vickers du Cuivre est très élevée par rapport à celle de l'aluminium. Nous constatons qu'à un taux d'écroutissage élevé (de l'ordre de 90%), l'élévation de la dureté Vickers du Cuivre est de 80%, tandis que celle de l'aluminium est de 50%. (Figure 5.12).

L'accroissement de la dureté de l'aluminium est faible, presque linéaire, alors que celui du Cuivre

presque une discontinuité puisqu'il est important pour les premiers stades de tréfilage et devient progressivement faible pour les stades supérieurs.

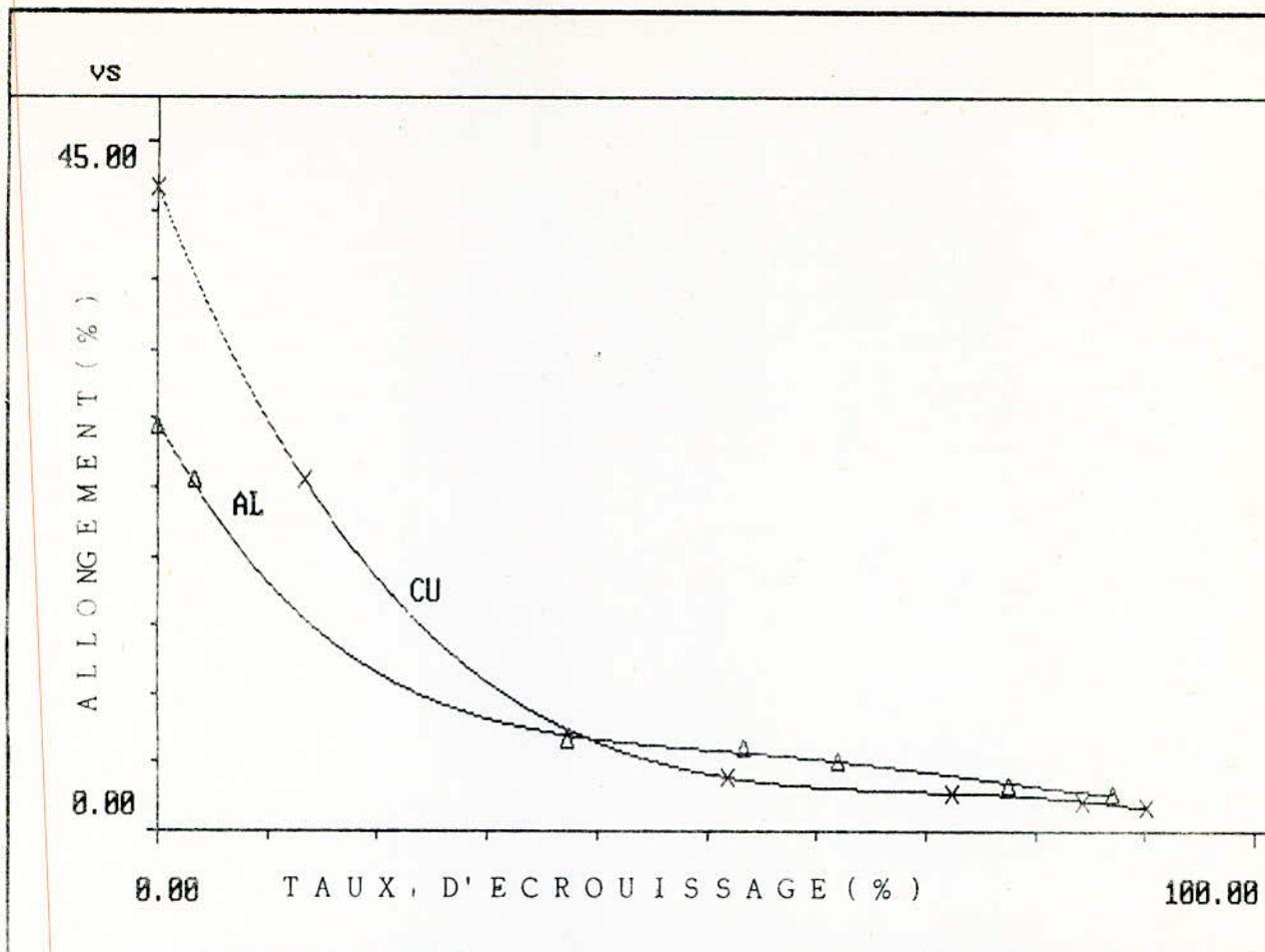


Fig.5-11.EVOLUTION DES ALLONGEMENTS DE Cu ET Al EN FONCTION DU DEGRE D'ECROUISSAGE.

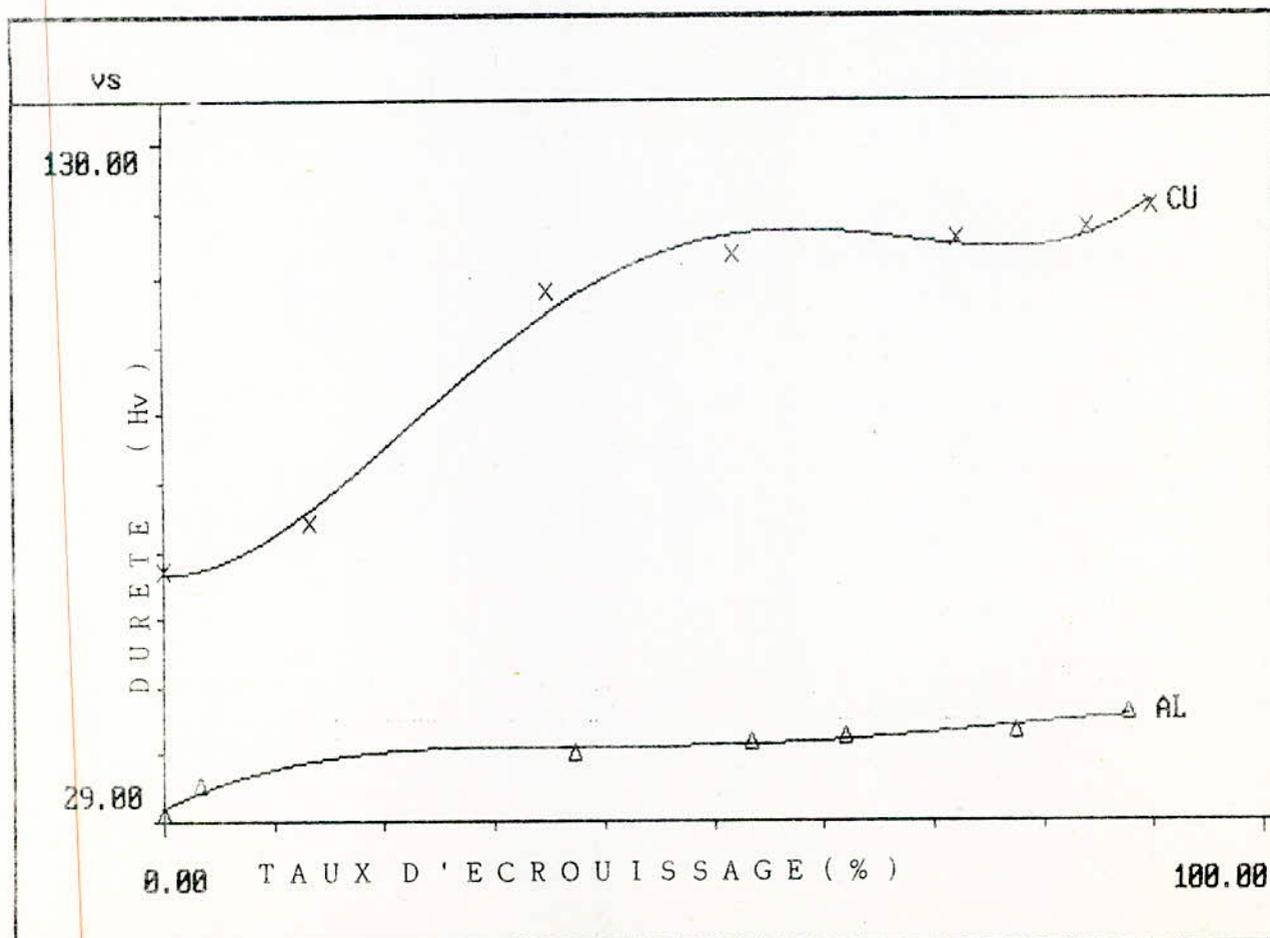


Fig.5-12.VARIATION DES DURETES DE Cu ET Al AVEC LE DEGRE D'ECROUISSAGE.

CHAP VI

ETDUE EXPERIMENTALE

6.1- INFLUENCE DE LA TEMPERATURE:

Pour montrer l'influence du recuit sur les propriétés mécaniques et électriques des fils, nous avons fait le recuit des échantillons ayant subi des déformations de 35%, 52% et 84% dans le cas du Cuivre, et de 3.3%, 52% et 77.44% dans le cas de l'Aluminium.

Ce recuit a été fait à différentes températures allant de 200°C à 700°C dans le cas du Cuivre, et de 100°C à 350°C dans le cas de l'Aluminium. Aussi, pour déterminer l'influence du temps de recuit, nous avons choisi deux temps pour ^{chaque} température qui sont de 1 heure et 1 heure 30 minutes, et ceci pour les deux premiers taux d'écroutissage (35% pour le Cuivre & 3.3% pour l'Aluminium).

6.1.1- Evolution structurale:

6.1.1.1- Cas du Cuivre:

L'analyse micrographique a montré qu'au cours du recuit de recristallisation, la structure du Cuivre altérée au cours de l'écroutissage par tréfilage a été restituée, nous constatons que les grains recristallisés sont isotopes et orientés aléatoirement.

Au premier stade du recuit, dont la température est de 200°C, la formation de nouveaux grains est apparente, ainsi que celle des macles de recristallisation qui traversent les grains.

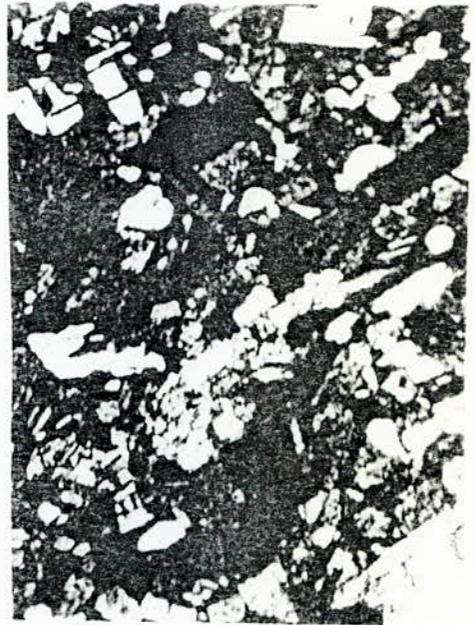
A ce stade, et suivant que le fil a été faiblement ou fortement écroui, la taille des grains recristallisés est différentes. Comme le montrent les figures (b, c, d)

-(a)-

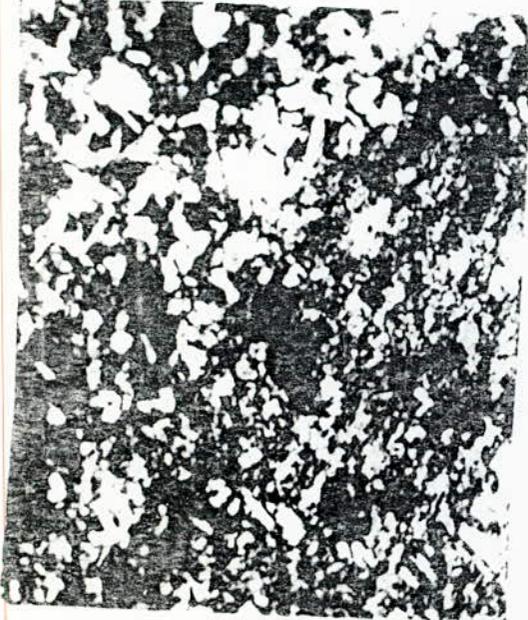


Fil de cuivre recuit à 200° pendant 1h30m après une déformation de 35%.
Grossissement: 400

-(b)-



Fil de cuivre recuit à 400° pendant 1h après une déformation de 35%.



Fil de cuivre recuit à 200° pendant 1h après une déformation de 84%.
Grossissement de 400 fois.



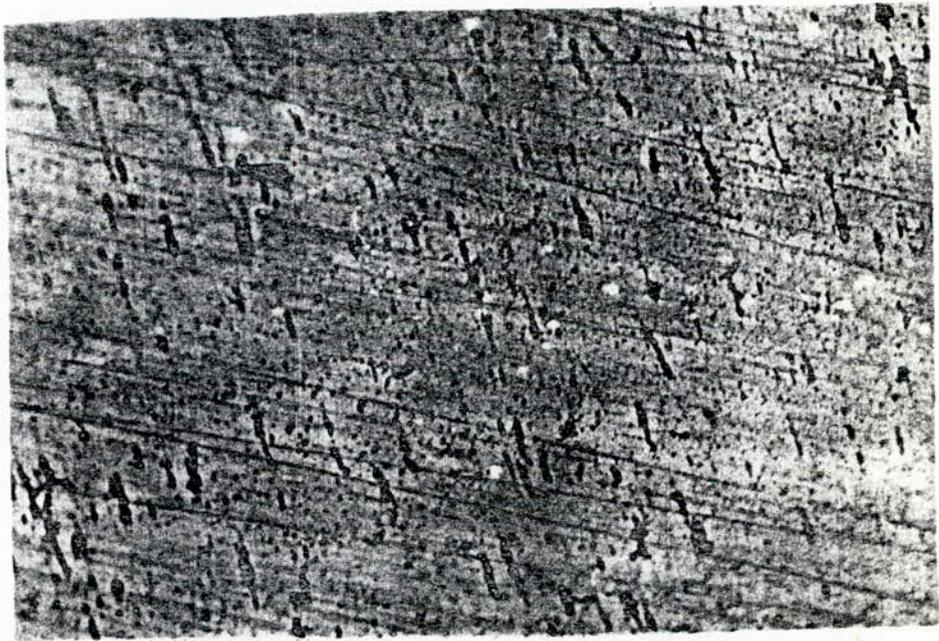
-(d)-
Fil de cuivre recuit à 400° à une déformation de 84% pendant 1h.
Grossissement: 400 fois



Fil d'aluminium recuit à 200° pendant 1h après une déformation de 3%



Fil d'aluminium recuit à 200° pendant 1h30m après une déformation de 3%
Grossissement: 200°



Fil d'aluminium recuit à 200 pendant 1h30m après une déformation de 77%.
Grossissement: X200

de la Pl. 3 , la taille des grains recristallisés après une déformation de l'ordre de 35% est nettement supérieure à celle du fil écroui à 84%.

Aux stades supérieurs du recuit, la taille des grains recristallisés est d'autant plus importante que la température de recuit est élevée. Il faut constater aussi, que pour des conditions de recuit bien déterminées (température et temps fixes), la grosseur des grains recristallisés est d'autant plus élevée que le taux d'écrouissage est faible.

6.1.1.2- Cas de l'Aluminium:

On constate qu'au cours de la recristallisation la texture disparaît; la structure devient isotrope. Les grains sont d'autant plus fins que l'écrouissage est poussé. La croissance des grains est d'autant plus marquée que la température est élevée et le temps de maintien est important. (PL. 4) .

6.1.2- Evolution de la résistivité électrique:

6.1.2.1- Cas du Cuivre:

Au cours du recuit de recristallisation, la résistivité électrique du Cuivre diminue avec l'élévation de la température (figure 6.1).

Nous remarquons que le début de la diminution de la résistivité électrique pour le fil fortement écroui (déformation de 84%) est plus important que celui des deux autres fils, dont la chute de leurs résistivités électriques n'est importante qu'à partir de 400°C, et

atteint la valeur approximative de 10.25%. Aussi, nous constatons qu'à la température d'environ de 370°C la résistivité électrique des fils écrouis, respectivement à 35% et à 52% sont égales, et qu'à des températures supérieures, celle du premier est inférieure à celle du second, et leurs diminutions relatives varient de la même façon.

6.1.2.2- Cas de l'Aluminium:

La résistivité électrique de l'Aluminium diminue avec l'augmentation de la température de recuit (figure 6.2). Entre les températures 100°C et 150°C, nous constatons une faible diminution presque constante pour les trois états de déformation, la valeur est d'environ 0.3%. A des températures supérieures à 150°C, cette diminution est considérable pour les trois cas. Notons toutefois qu'elle est plus importante pour l'état fortement écroui (réduction de section de l'ordre de 77%), que pour les deux autres états. Sa valeur est d'environ 6.5%, tandis que celles pour les fils écrouis à 3% et 62% sont respectivement 5% et 4%.

6.1.3- Evolution des caractéristiques mécaniques:

6.1.3.1- Cas du Cuivre:

6.1.3.1.1- Evolution de la dureté:

Au cours du recuit, la dureté VICKERS du Cuivre diminue. Nous constatons qu'entre les températures 200°C et 300°C, la chute de la dureté est plus importante dans le cas des fils moyennement et fortement écrouis dont les taux de déformations sont respectivement : 52%

et 84% , que dans le cas du fil déformé à 35%. Au delà de 400°C , la diminution relative de la dureté et approximativement identique pour les trois états de déformation (fig. 6-3).

6.1.3.1.2- Evolution de la résistance à la rupture:

La résistance à la rupture du cuivre diminue au cours du recuit de recristallisation. Comme le montre la figure (6-5), la diminution de la résistance à la rupture relative au premier état de déformation (réduction de section de l'ordre de 35%), est brusque entre 200°C et 300°C , puis diminue progressivement au delà de 300°C jusqu'à 500°C , et redevient plus importante à des températures supérieures. Pour le deuxième état de déformation (réduction de section de 52%), la diminution de la résistance à la rupture est moins importante , mais elle est presque constante de 200°C jusqu'à 600°C , et atteint une valeur de l'ordre de 6.5% . Dans du fil fortement écroui (taux de réduction de l'ordre de 84%), la chute de la résistance à la rupture est très brusque à partir de 200°C jusqu'à 500°C , et atteint une valeur d'environ 13% , puis diminue rapidement à des températures supérieures.

6.1.3.1.3- Evolution de l'allongement à la rupture:

Comme le montre la figure (6-7), l'allongement à la rupture du cuivre augmente considérablement sous l'effet du recuit de recristallisation. Nous constatons, que l'accroissement relatif au fil déformé à 35% , est faible entre 200°C et 300°C , puis devient très

important entre 300°C et 400°C et atteint une valeur d'environ 71% ; au delà de 400°C commence à diminuer et tend vers la valeur de 1% . Dans le cas du fil déformé à 52% , l'accroissement est plus important entre 200°C et 400°C , puis diminue à des températures supérieures. Tandis que dans le cas du fil fortement écroui (taux de réduction de l'ordre de 84%), l'élevation relative de l'allongement est très importante entre 200°C et 300°C , qui diminue au delà , et tend vers une valeur d'environ 1%.

- Evolution du grossissement (ou grosseur) du grain:

Comme le montre la figure (6-17), le diamètre du grain recristallisé du cuivre est d'autant plus important que la température du recuit est élevée. Notons , toutefois qu'à chaque température comprise entre 200°C et 600°C , le diamètre moyen du grain du fil déformé à 84% est inférieur à celui écroui à 52% , qui lui aussi est inférieur à celui dont la réduction de section est de l'ordre de 35%.

6.1.3.2- Cas de l'aluminium:

6.1.3.2.1- Evolution de la dureté:

La figure (6-4), nous montre la diminution de la dureté VICKERS de l'aluminium avec l'augmentation de la température de recuit.

La chute de la dureté est brutale dans la cas du fil écroui à 3% , et ceci entre 100°C et 200°C, elle s'affaiblie à des températures supérieures pour atteindre une valeur minimale d'environ 0.3% .Pour les

ε%	ε ₁ = 35%				ε ₂ = 52%				ε ₃ = 84.29%				
	T °	σ ₁₀ ^g Ω.m	Rm Kg/mm ²	A%	HV	σ ₁₀ ^g Ω.m	Rm Kg/mm ²	A%	HV	σ ₁₀ ^g Ω.m	Rm Kg/mm ²	A%	HV
	200	17.06	24.708	12	96.5	16.991	25.421	10	110.3	16.909	26.167	7.5	113.3
	300	16.99	23.756	14	88.5	16.974	24.801	24.75	90.80	16.813	24.484	41.5	93.95
	400	16.88	23.612	48	85.2	16.918	24.501	42.5	88.7	16.749	23.566	42	89.7
	500	16.77	23.441	49	80.2	16.797	24.388	43.5	84.5	16.706	22.648	45	86.2
	600	16.62	22.808	49.5	75.76	16.636	23.768	44.5	79.7	16.883	22.484	45.5	80.35
	700	16.48	22.174	--	73.6	16.544	23.561	--	75.4	16.45	22.025	--	77.3

TABLEAU N 6.1

INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIT SUR LES PROPRIETES
ELECTRIQUES ET MECANIQUES DU CUIVRE

Duree	t ₁ = 1 h				t ₂ = 1 h 30 mn				
	T °	σ ₁₀ ^g Ω.m	Rm Kg/mm ²	A%	HV	σ ₁₀ ^g Ω.m	Rm Kg/mm ²	A%	HV
	200	17.06	24.708	12	96.5	16.989	24.02	14.5	92.95
	300	16.99	23.756	14	88.5	16.858	23.33	45	80.8
	400	16.88	23.612	48	85.2	16.788	22.87	46.5	72.75
	500	16.77	23.441	49	80.2	16.698	22.48	48.75	71.5
	600	16.62	22.808	49.5	75.7	16.608	22.01	49	70.5
	700	16.48	22.174	---	73.6	16.492	21.96	49	69.35

TABLEAU N 6.3

L'INFLUENCE DE LA DUREE DU RECUIT SUR
LES PROPRIETES ELECTRIQUES ET MECANIQUES
DU CUIVRE

deux autres taux de déformation, la chute de la dureté, commence faiblement, mais au delà de 200°C, elle devient plus importante puis s'affaiblit encore. A une température d'environ 320°C, les duretés des fils écrouis à 62% et à 77% s'égalisent, pour qu'à une température supérieure l'adoucissement soit plus important dans le second cas que dans le premier.

6.1.3.2.2- Evolution de la résistance à la rupture:

A mesure que la température de recuit s'élève, la résistance à la rupture de l'aluminium diminue (figure 6-6). Entre 100°C et 200°C, la diminution de la résistance à la rupture du fil faiblement écrouis (taux de réduction de 3%) est faible; elle est plus notable au delà de cette température, la valeur maximale est atteinte à 300°C, qui est d'environ 19%. Pour les deux autres états de déformation, la chute de la résistance, est considérable dès la température de 100°C, et tend à augmenter d'autant plus que la température s'élève.

6.1.3.2.3- Evolution de l'allongement à la rupture:

Au cours du recuit, l'allongement à la rupture de l'aluminium croît avec l'élévation de la température (figure 6-8). L'accroissement est faible pour le premier état de déformation (réduction de section de l'ordre de 3%), tandis que celui des deux autres états est important dès la première température (100°C). Au dessus de 300°C, l'accroissement est maximal pour le fil écroui (taux de réduction de l'ordre de 77%), et

* DIAMETRE DU GRAIN DE CUIVRE EXPRIME EN μ , EN FONCTION DU TEMPS DE RECUIT POUR $\varepsilon_3 = 52\%$

$t \backslash \theta$	200	300	400	500	600	700
1 heure	14	14.8	16	18.6	23	---
1 h 30 mn	17	17.8	19.1	21.4	26	---

* DIAMETRE DU GRAIN DE CUIVRE EN FONCTION DU TEMPS POUR $\varepsilon_3 = 84\%$

$t \backslash \theta$	200	300	400	500	600	700
1 heure	13	13.4	15	17.4	21	----
1 h 30 mn	15.9	16.4	18.1	20.2	24	----

* DIAMETRE DU GRAIN DU CUIVRE EXPRIME EN μ_m EN FONCTION θ POUR LES TROIS TAUX D'ECROUISSAGE:

$\varepsilon \backslash \theta$	200	300	400	500	600	700
35%	16	17.1	18	20	27	---
52%	14	14.8	16	18.6	23	---
84%	13	13.4	15	17.4	21	---

* DIAMETRE DU GRAIN DE CUIVRE EN μ FONCTION DU TEMPS POUR UN TAUX D'ECROUISSAGE 35%

$t \backslash \theta$	200	300	400	500	600	700
1 heure	16	17.1	18	20	27	---
1 h 30 mn	19	20.1	20.8	23.2	30	---

E%	$\epsilon_1 = 3.3\%$				$\epsilon_2 = 62\%$				$\epsilon_3 = 77.44\%$				
	T°	$f_{10} \mu\Omega.m$	Rm Kg/mm ²	A%	HV	$f_{10} \mu\Omega.m$	Rm Kg/mm ²	A%	HV	$f_{10} \mu\Omega.m$	Rm Kg/mm ²	A%	HV
	100	27.746	9.144	25	33.36	28	11.627	6	41.3	28.175	13.641	4.5	41.9
	150	27.655	8.961	27.5	32.33	27.893	11.05	7.5	40.60	28.1	12.814	---	41.4
	200	27.194	8.869	29	31.3	27.553	10.45	9.5	39.4	27.779	12.4	7	40.83
	250	26.875	8.595	30.5	30.7	27.258	9.142	---	38.16	27.481	9.6	8.4	39.7
	300	26.614	6.959	32	30.36	26.984	7.805	---	37.5	27.141	8.2	16.5	38.33
	350	26.385	5.504	35	30.26	26.801	6.056	30	37.15	26.870	7.547	29	36.5

TABLEAU N 6.2

INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIT SUR LES PROPRIETES
ELECTRIQUES ET MECANQUES DE L'ALUMINIUM

Duree	$t_1 = 1 h$				$t_2 = 1 h 30 mn$				
	T°	$f_{10} \mu\Omega.m$	Rm Kg/mm ²	A%	HV	$f_{10} \mu\Omega.m$	Rm Kg/mm ²	A%	HV
	100	27.746	9.144	25	33.36	27.375	8.961	25.5	32.3
	150	27.655	8.961	27.5	32.33	27.197	8.850	26.5	32
	200	27.196	8.869	29	31.20	26.789	8.745	30	31.83
	250	26.875	8.595	30.5	30.70	26.465	8.515	31	30.13
	300	26.614	6.595	32	30.36	26.309	8.451	---	29.96
	350	26.385	8.504	35	30.36	26.150	8.375	36.5	26.76

TABLEAU N 6.4

L'INFLUENCE DE LA DUREE DU RECUIT SUR
LES PROPRIETES ELECTRIQUES ET MECANQUES
DE L'ALUMINIUM

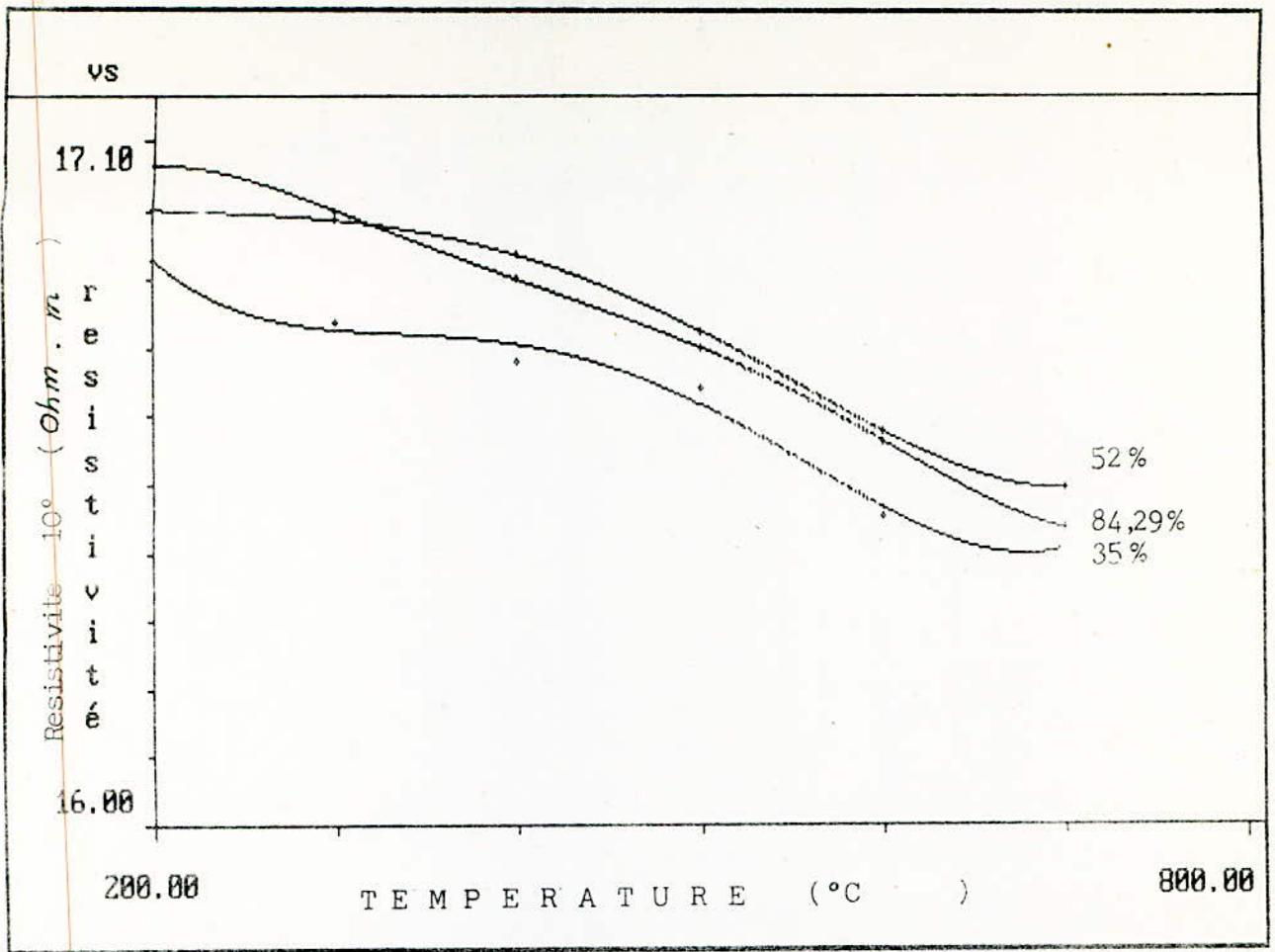


Fig.6-1. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIIT SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DU CUIVRE .

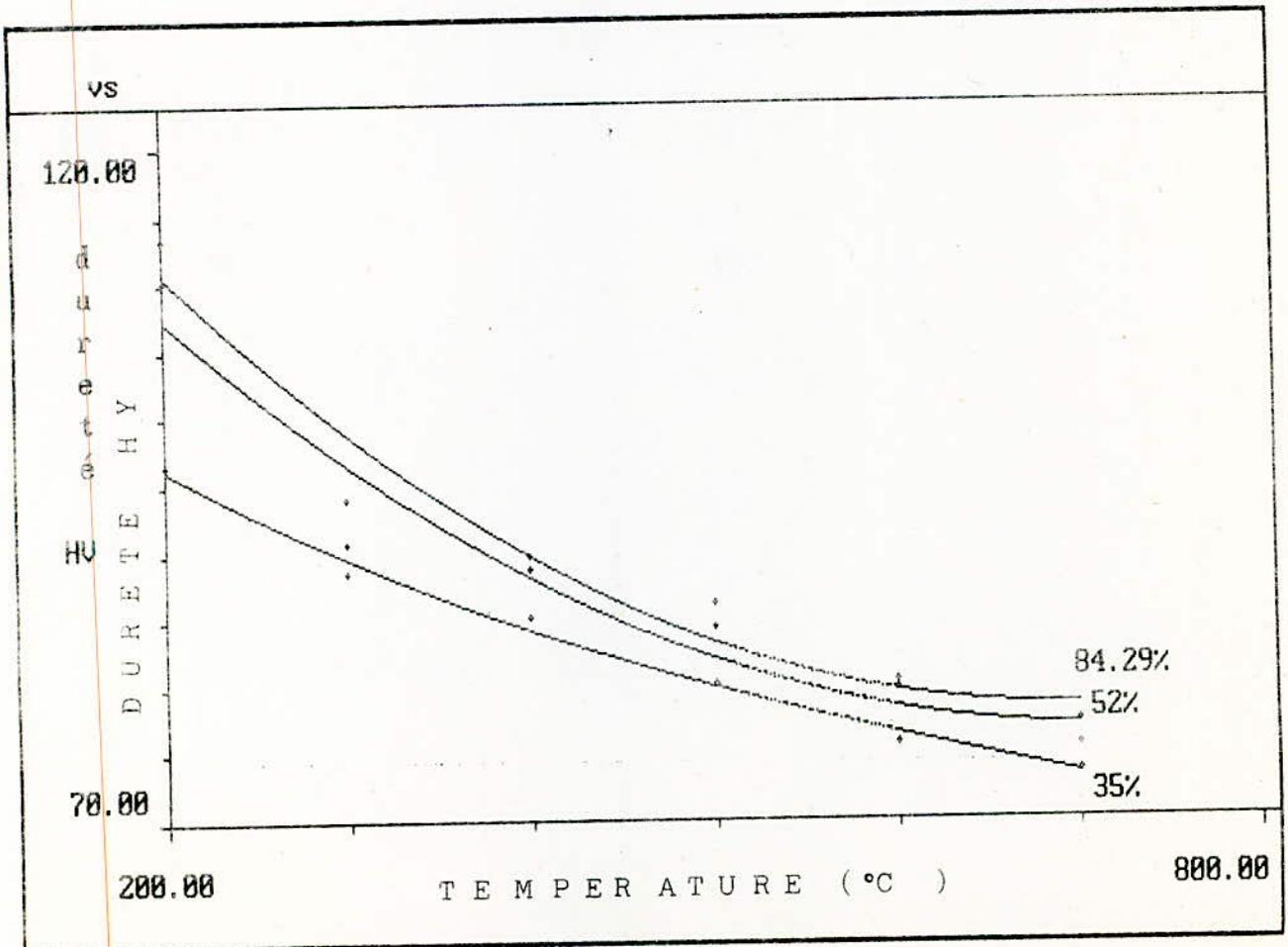


Fig.6-3 . INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIIT SUR LA DURETE DU CUIVRE .

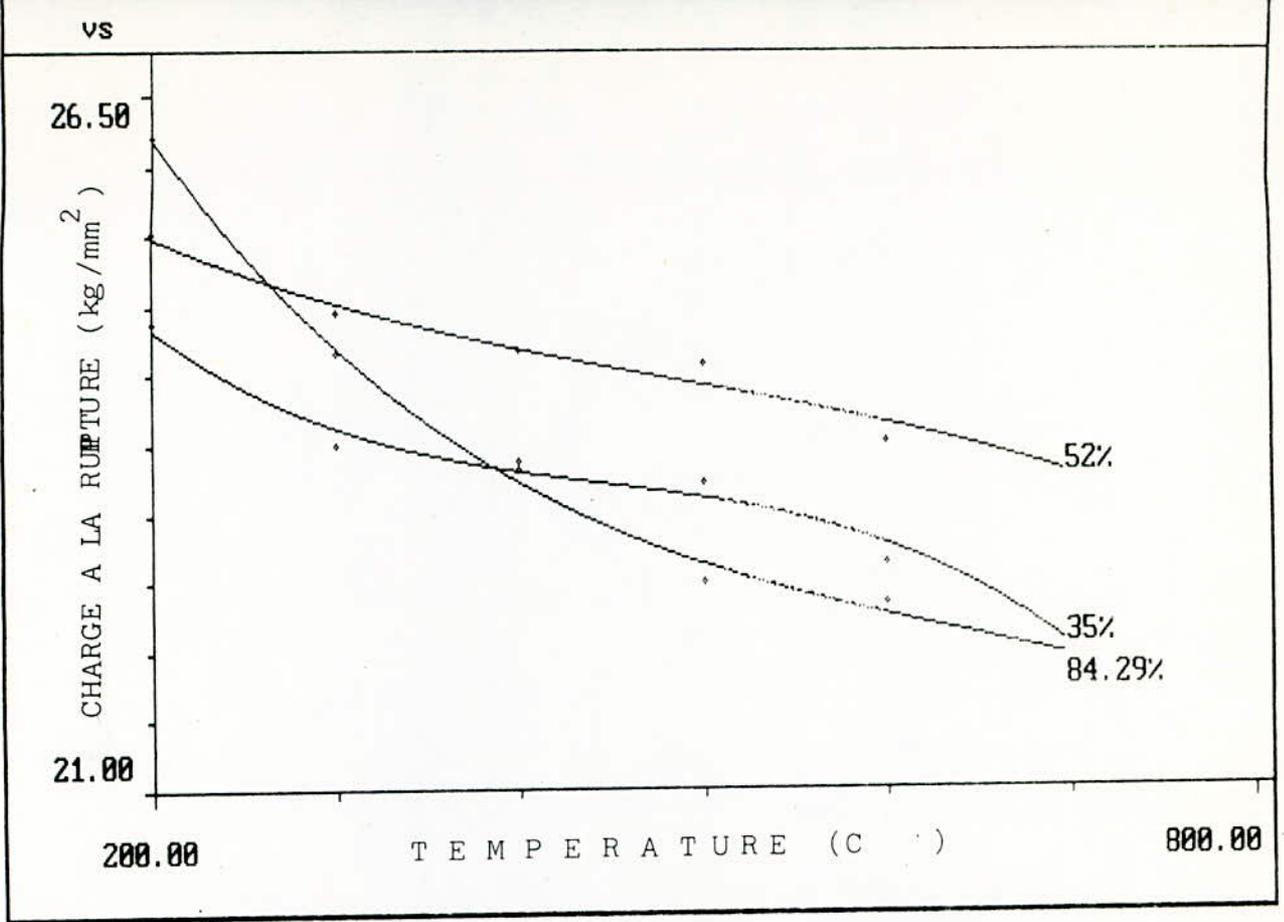


Fig.6-5. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIT SUR LA CHARGE A LA RUPTURE DU CUIVRE .

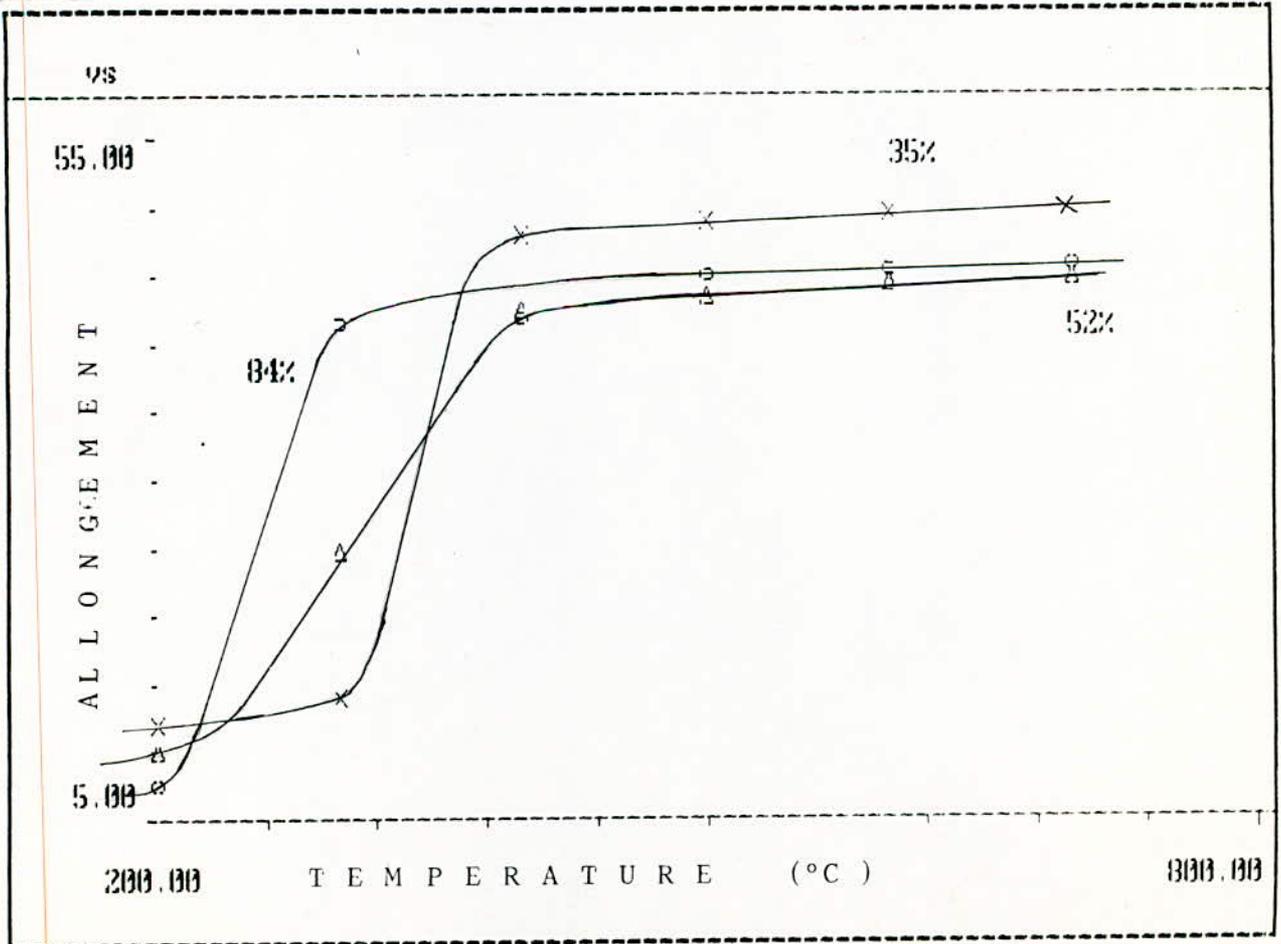


Fig 6-7 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIT SUR L'ALLONGEMENT

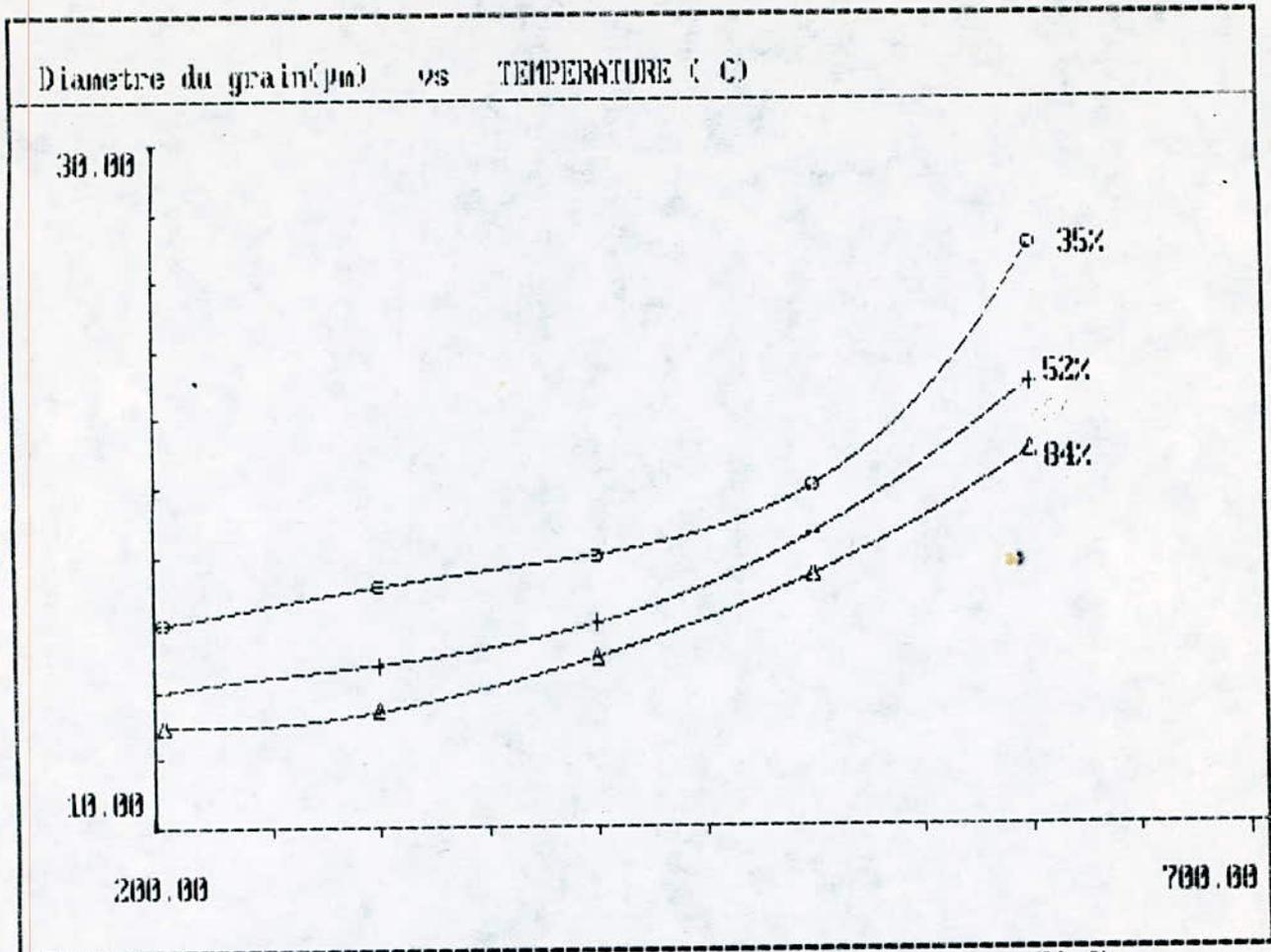


FIG 6.17 Variation du diam. de Cu avec la temperature T(C)

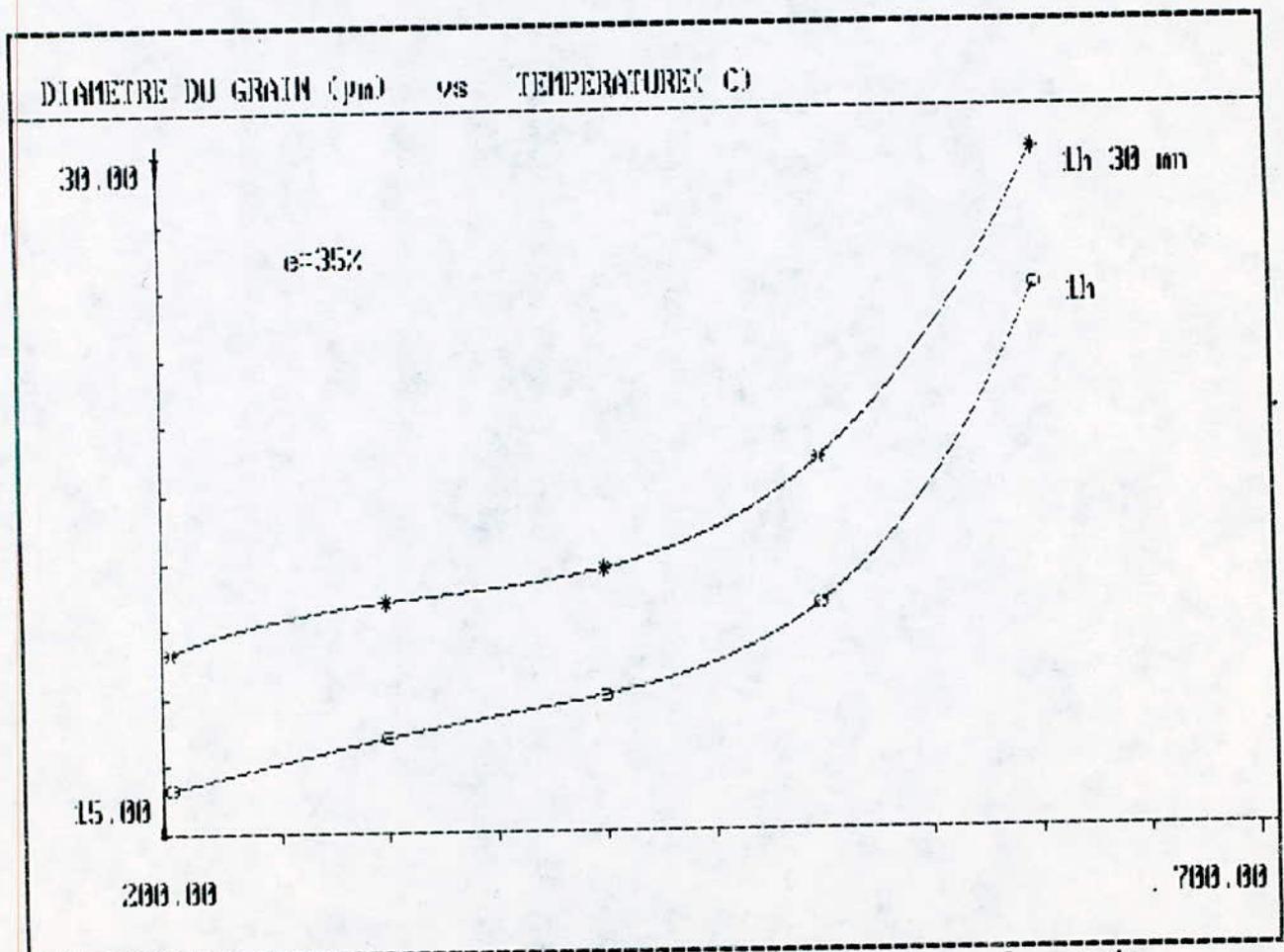


FIG 6.18 Variation du dian de Cu(35%) avec le temps de recuit

DIAMETRE DU GRAIN(μm) vs TEMPERATURE($^{\circ}\text{C}$)

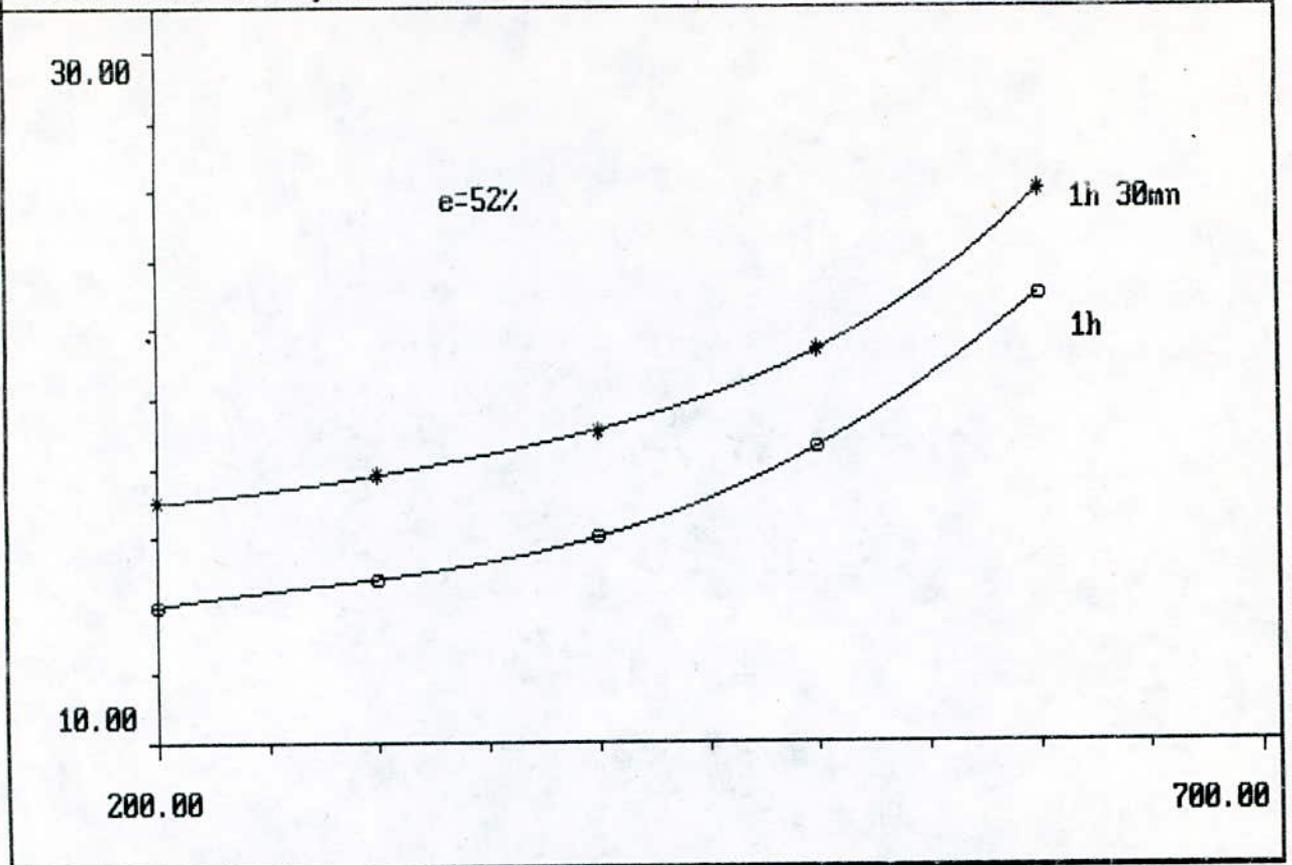


FIG 6.19 Variation du diametre de Cu(52%) avec le temps de recuit

DIAMETRE DU GRAIN (μm) vs TEMPERATURE ($^{\circ}\text{C}$)

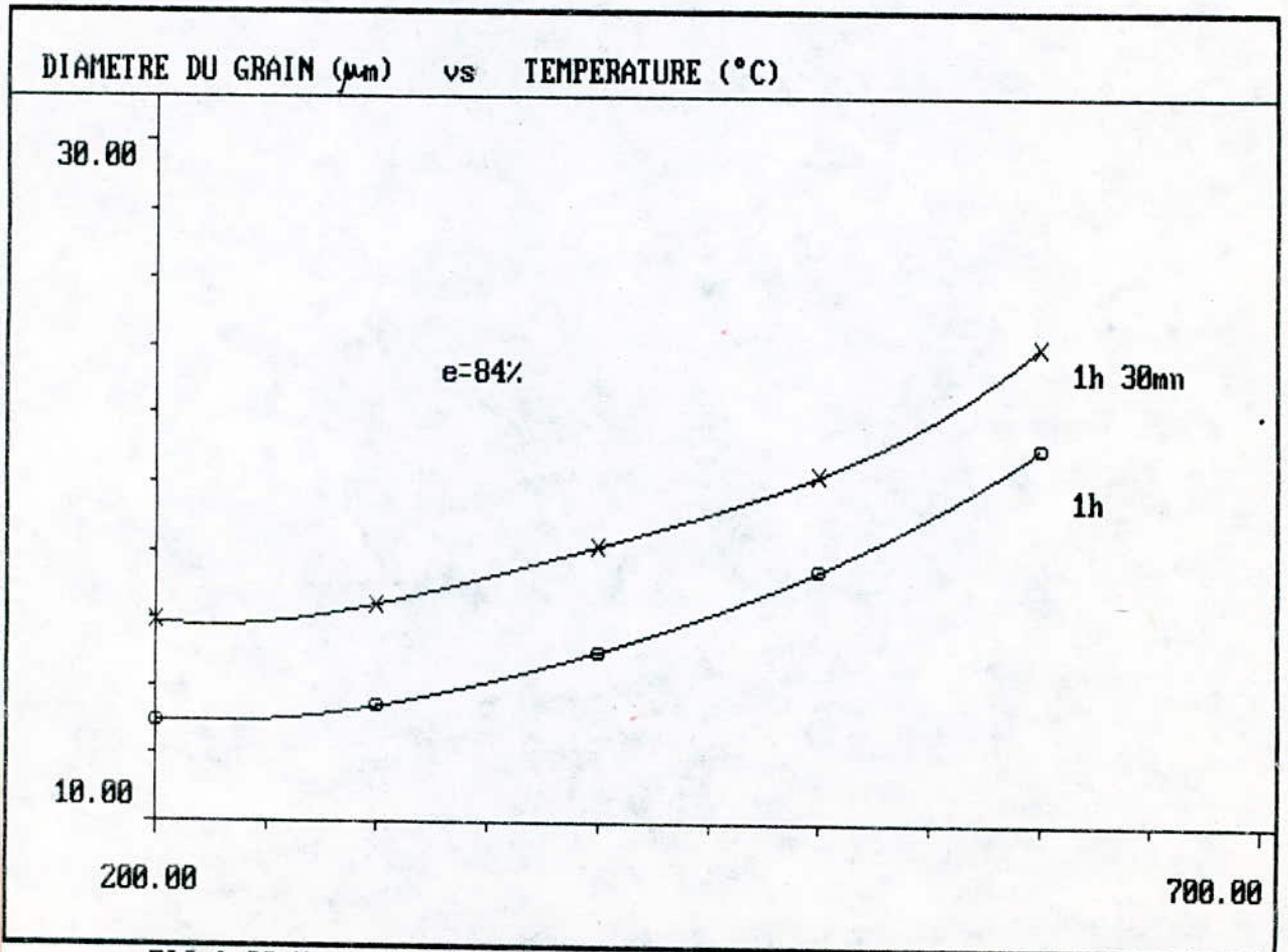


FIG 6.20 Variation du diam de Cu(84%) avec le temps de recuit

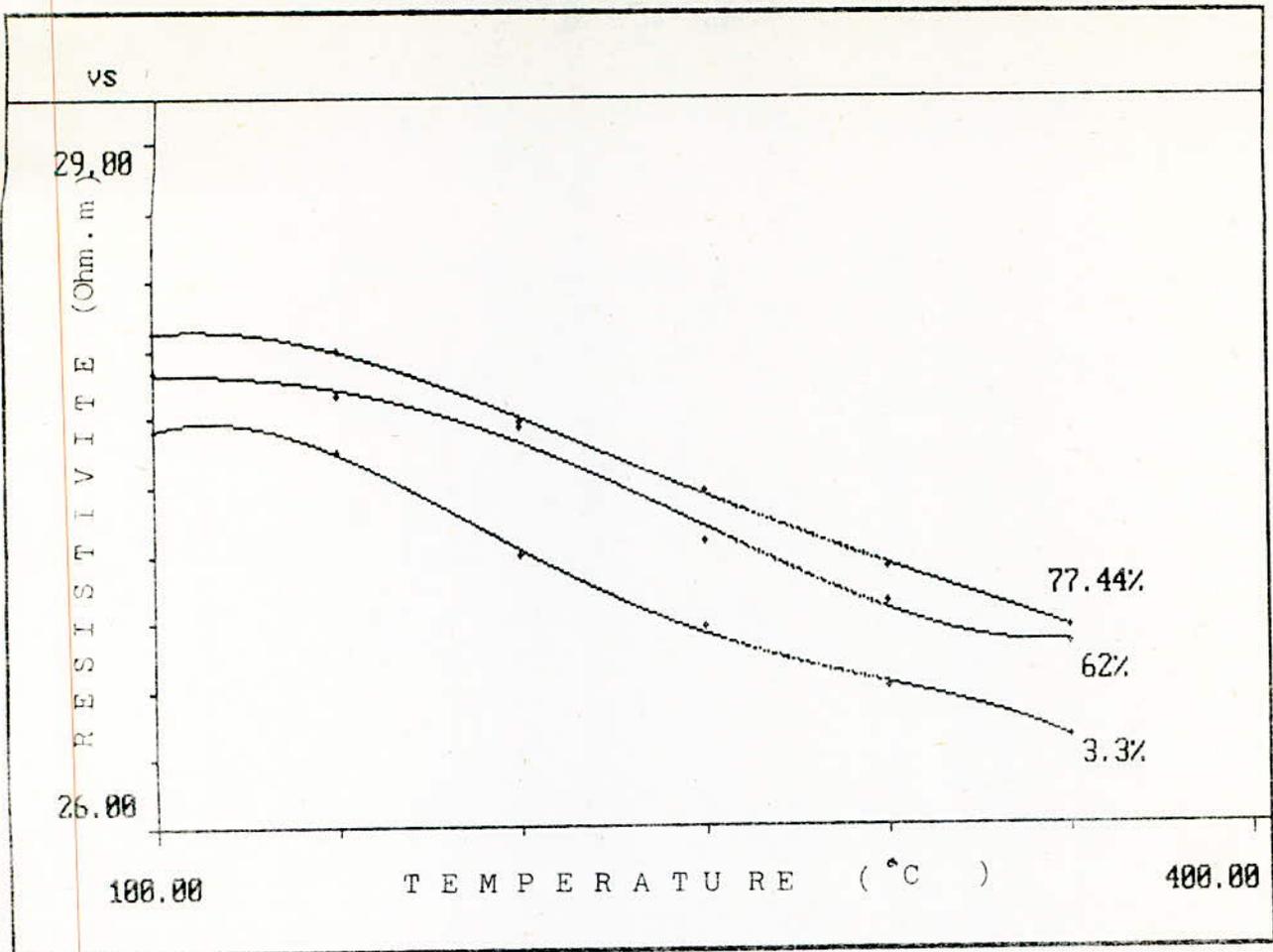


Fig.6-2. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIR SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DE L'ALUMINIUM .

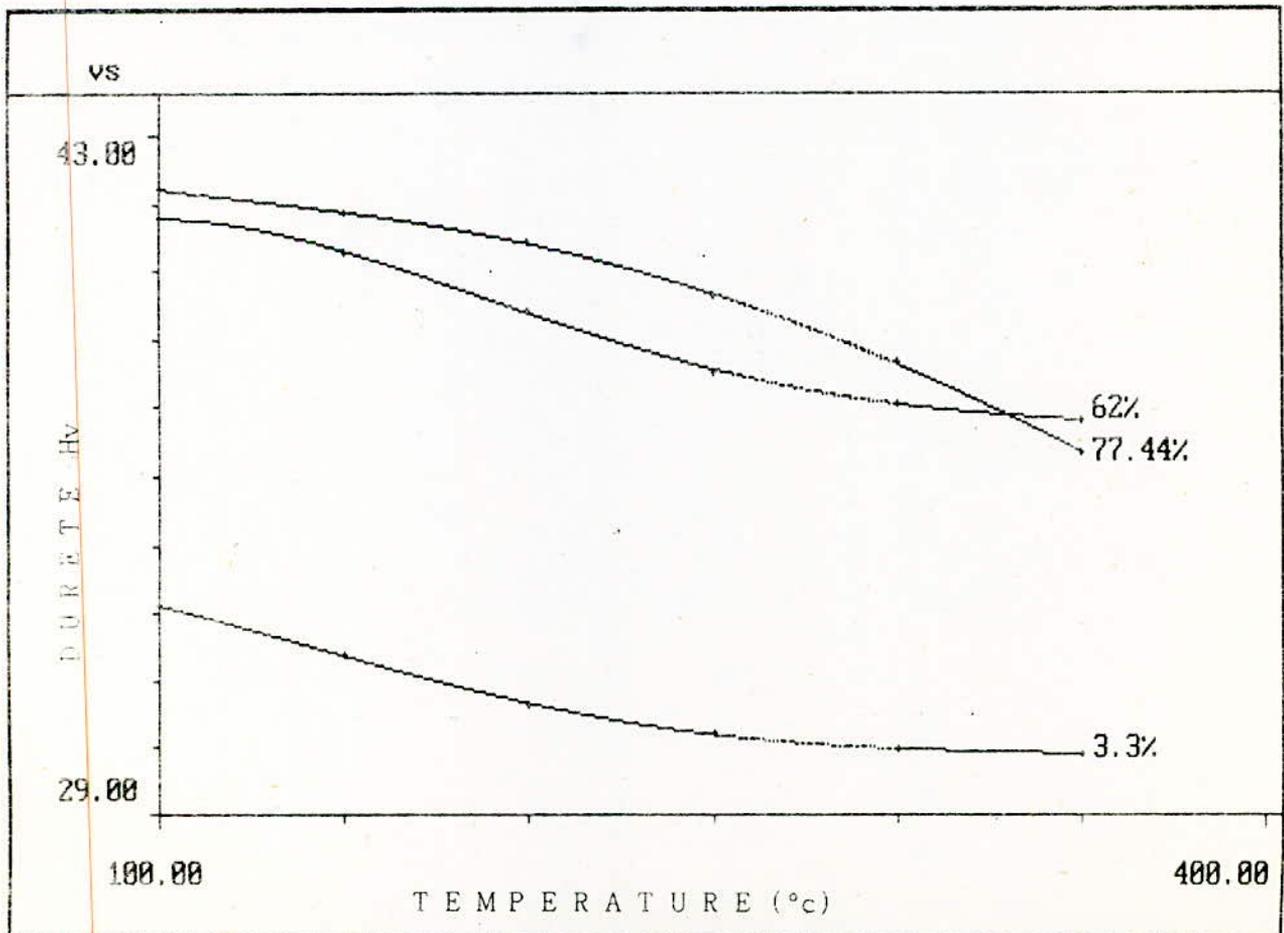


Fig.6-4. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIR SUR LA DURETE DE L'ALUMINIUM .

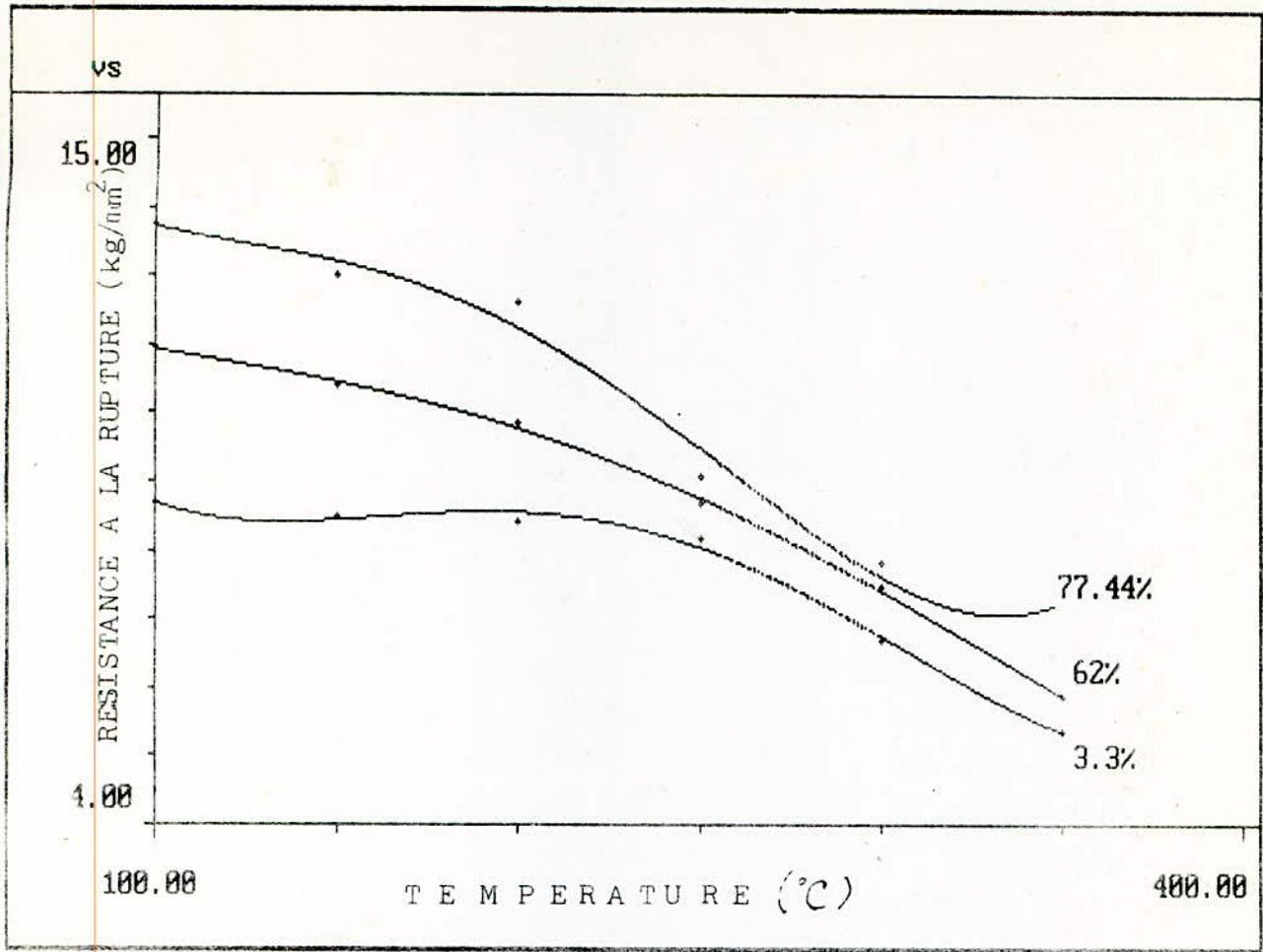


Fig. 6-6. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUI T SUR LA RESISTANCE A LA RUPTURE DE L'ALUMINIUM .

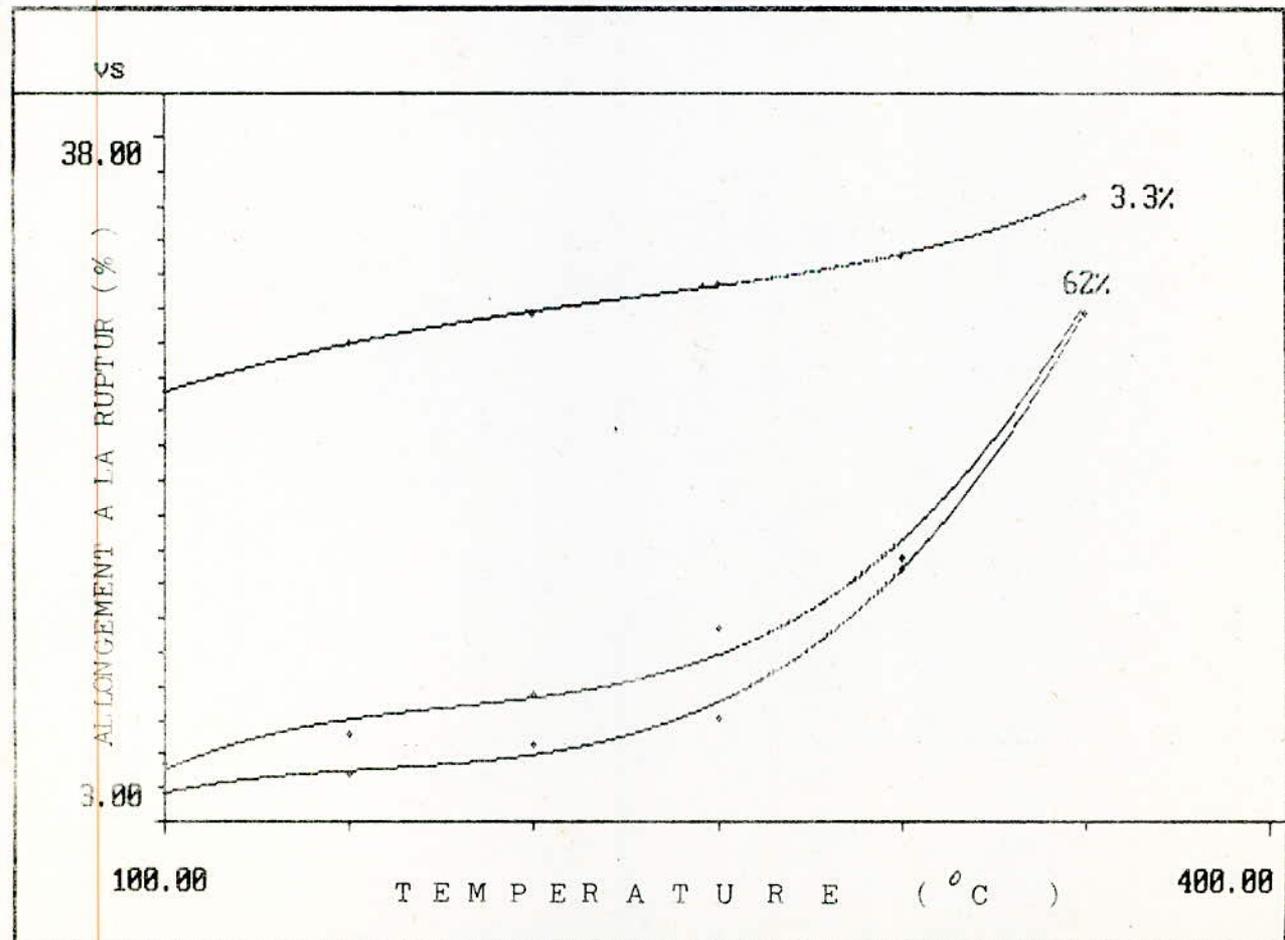


Fig. 6-8. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUI T SUR L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DE L'ALUMINIUM .

sa valeur est d'environ 75% .

6.2- INFLUENCE DE LA DUREE DU RECUIT:

6.2.1- Evolution structurale:

6.2.1.1- Cas du cuivre:

L'analyse micrographique a montré que pour une température de recuit et un taux d'écroutissage donnés, la grosseur du grain recristallisé est d'autant plus importante que le temps de recuit est élevé. Nous avons pu remarquer que pour un taux de déformation de 35%, et une température de recuit de 600°C, les grains sont plus gros pour la durée de recuit de 1h 30 mn que pour celle de 1h .Il faut constater aussi, que pour les memes conditions de durée de recuit, les grains sont plus gros pour le premier état de déformation (reduction de section de l'ordre de 35%) , que pour les fils écroutis à 52% et 84%.

6.2.1.2- Cas de l'aluminium:

Comme dans le cas du cuivre, pour des condistion de recuit à temperature et taux d'écroutissage, fixes, la croissance des grains est d'autant plus importante que la durée du recuit est élevée.

6.2.2- Evolution de la resistivité électrique:

6.2.2.1- Cas du cuivre:

D'après la figure (6-9) , la durée de recuit a pour effet de diminuer la resistivité électrique du cuivre; la chute est brutale entre 200°C et 300°C , pour la durée de 1h 30 mn .Au delà de cette température, l'écart entre les deux courbes caractérisant, les durées de recuit de 1 heure et 1 heure 30 minutes , a une tendance à diminuer jusqu'à ce que les deux résistivités électriques seront presque égales à une température légèrement inférieure à 700°C.

6.2.2.2- Cas de l'aluminium:

Comme dans le cas du cuivre , la resistivité électrique de l'aluminium diminue avec l'augmentation de la durée du recuit. Entre 100°C et 150°C , la diminution de la resistivité électrique est plus importante dans le cas ou le recuit a été fait pendant 1h 30 mn que dans celui fait pendant 1 heure. Notons toutefois que l'écart est presque constant dans tout le domaine de la température , sa valeur est d'environ 1.5% (figure 6-10)

6.2.3- Evolution des caractéristiques mécaniques:

6.2.3.1- Cas du cuivre:

6.2.3.1.1- Evolution de la dureté:

L'augmentation de la durée du recuit engendre une diminution de la dureté VICKERS du cuivre. L'écart de la dureté entre le fil recuit une heure et celui recuit pendant une heure trente minutes, a tendance à augmenter et atteint la valeur maximale d'environ 14%

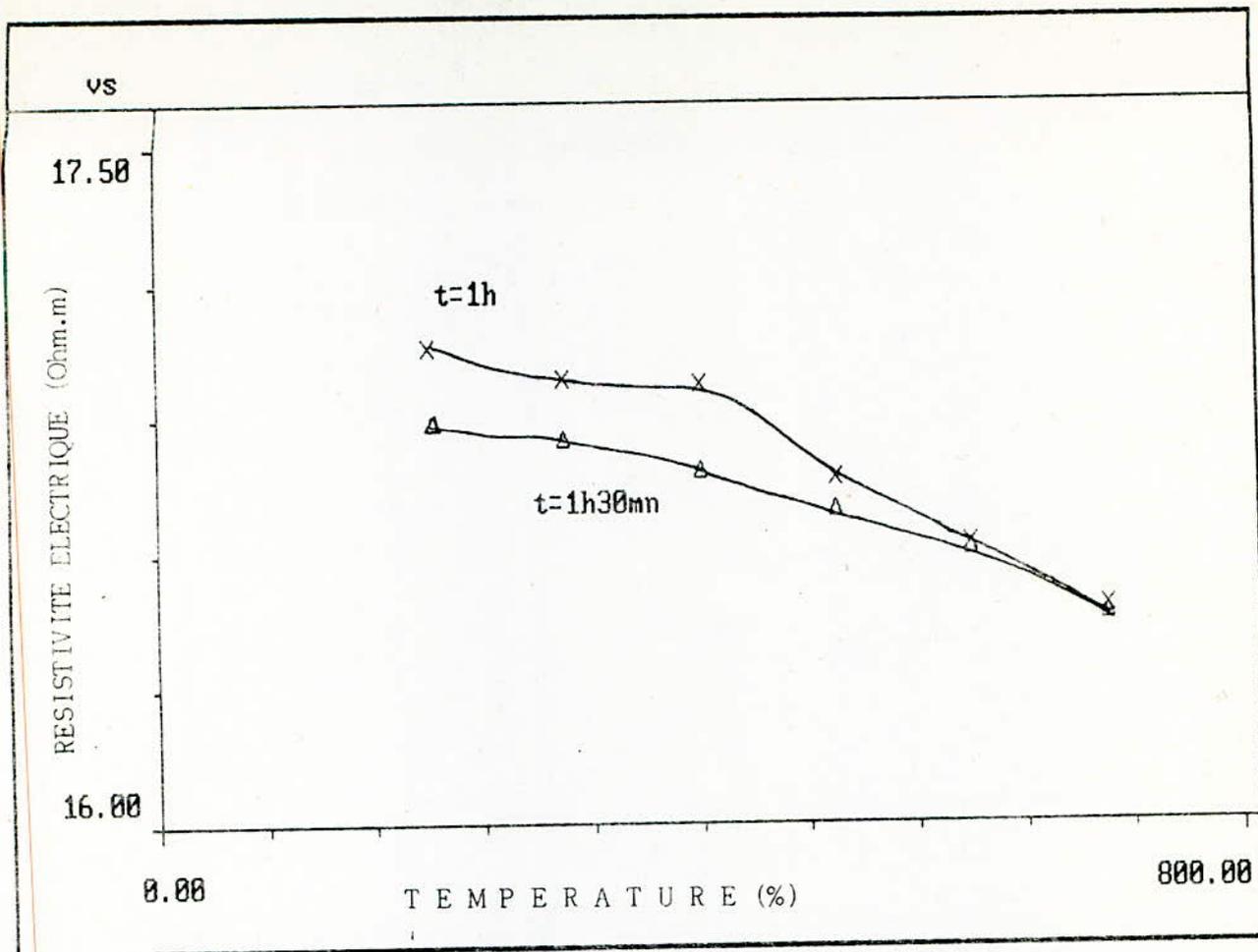


Fig. 6-9. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIT SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DE Cu.

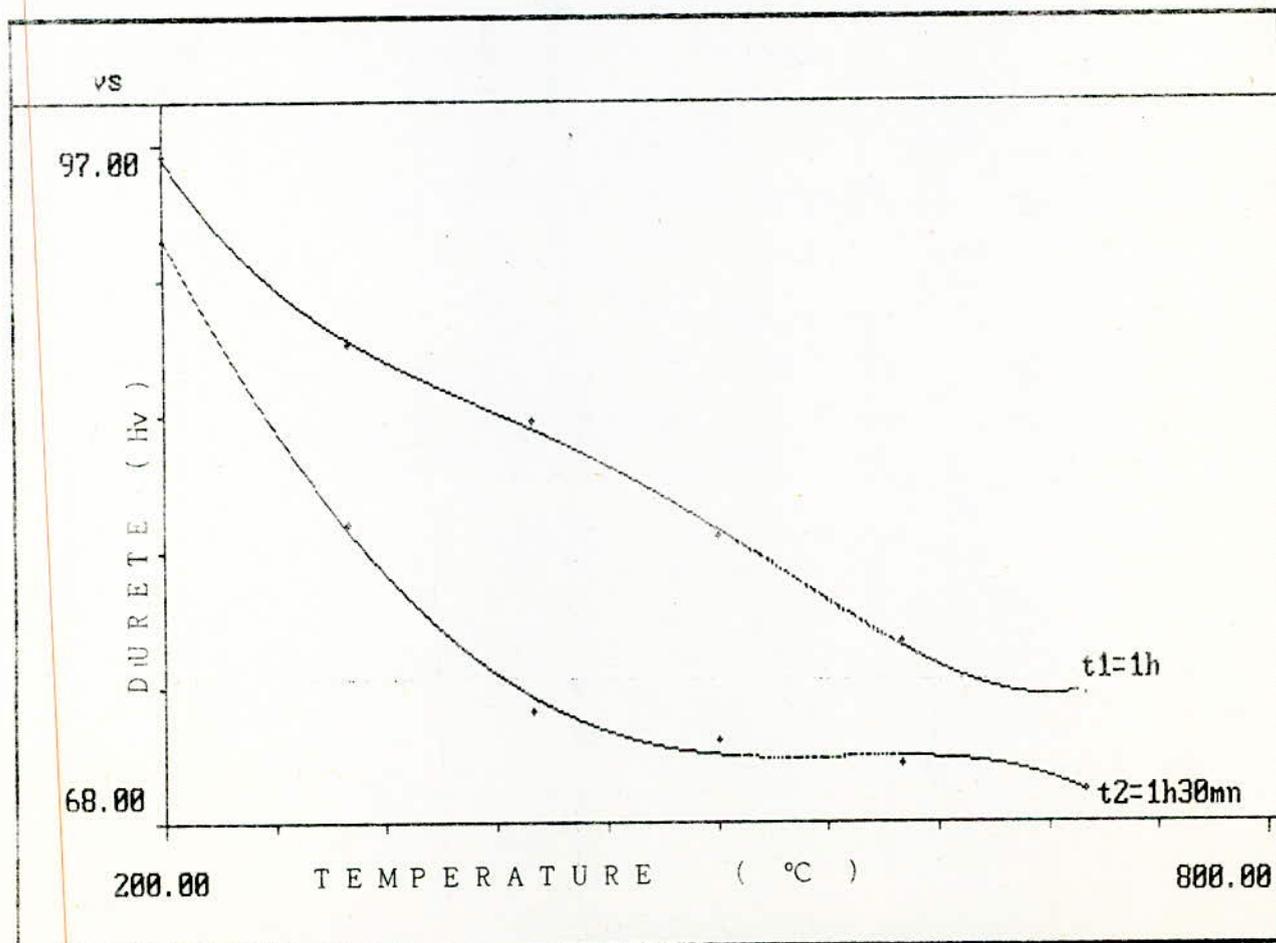


Fig. 6-10. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIT SUR LA DURETE DU CUIVRE.

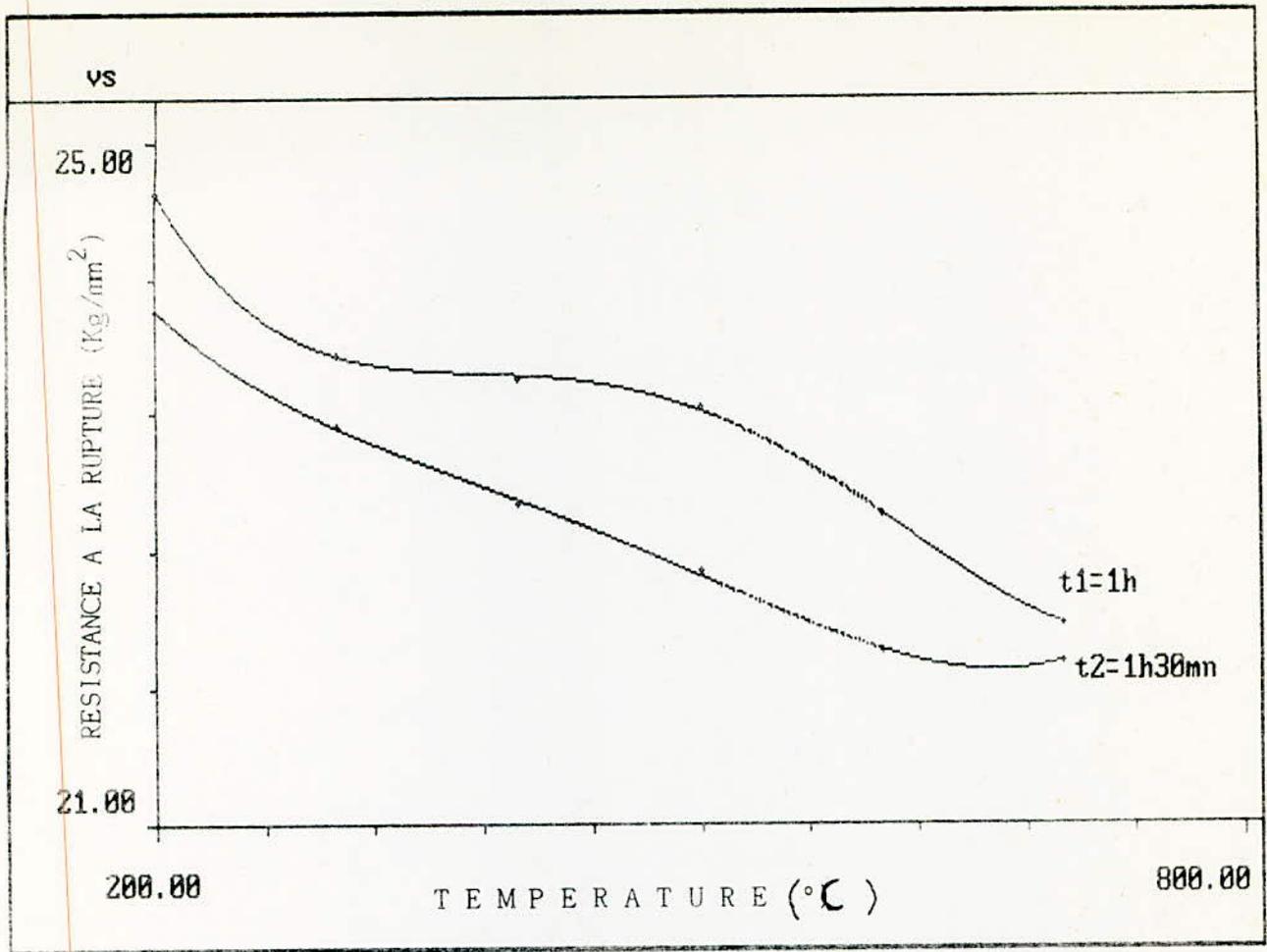


Fig.6-13. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIIT SUR LA RESISTANCE A LA RUPTURE DU CUIVRE .

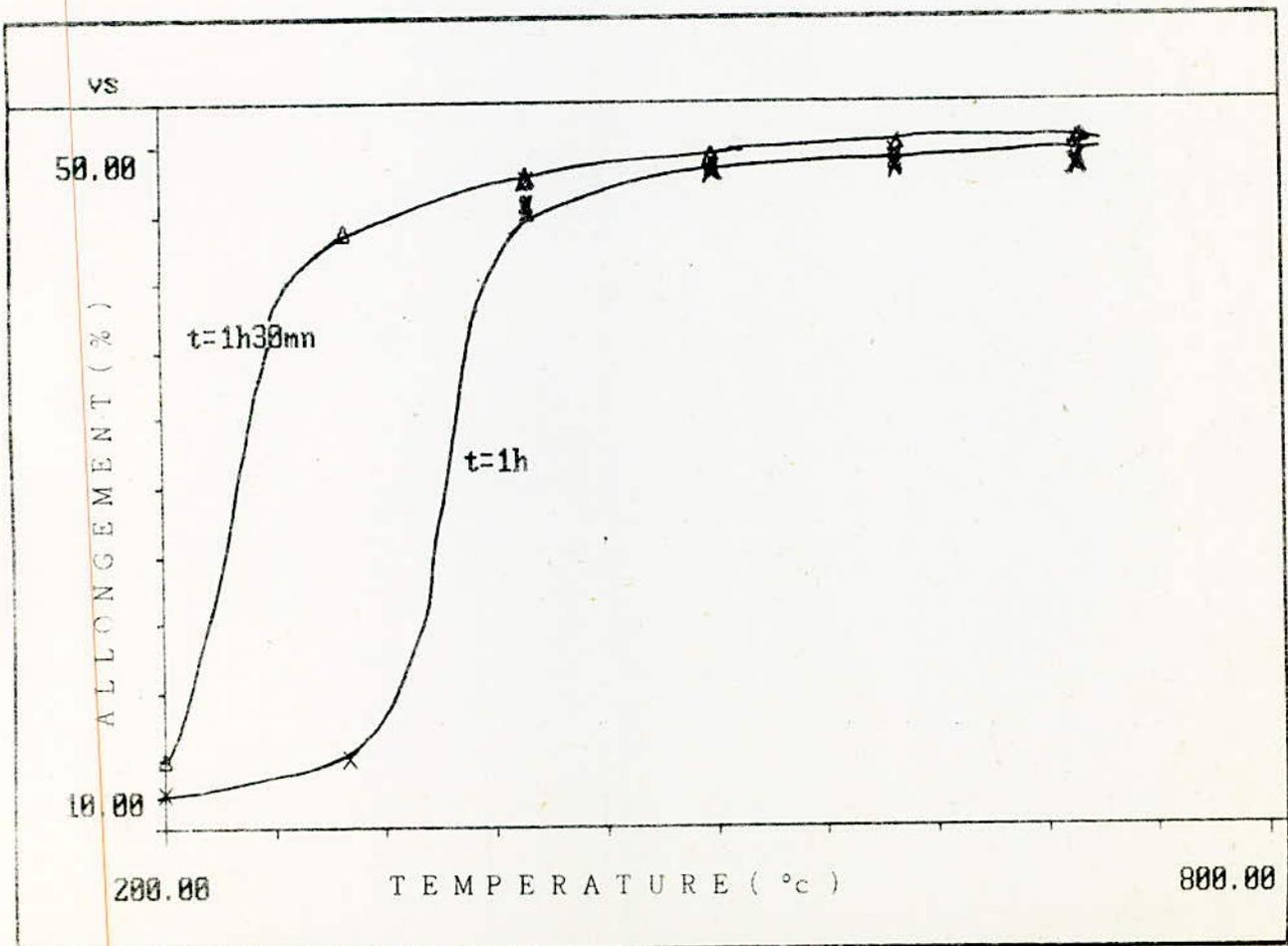


Fig.6-15. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIIT SUR L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DE Cu.

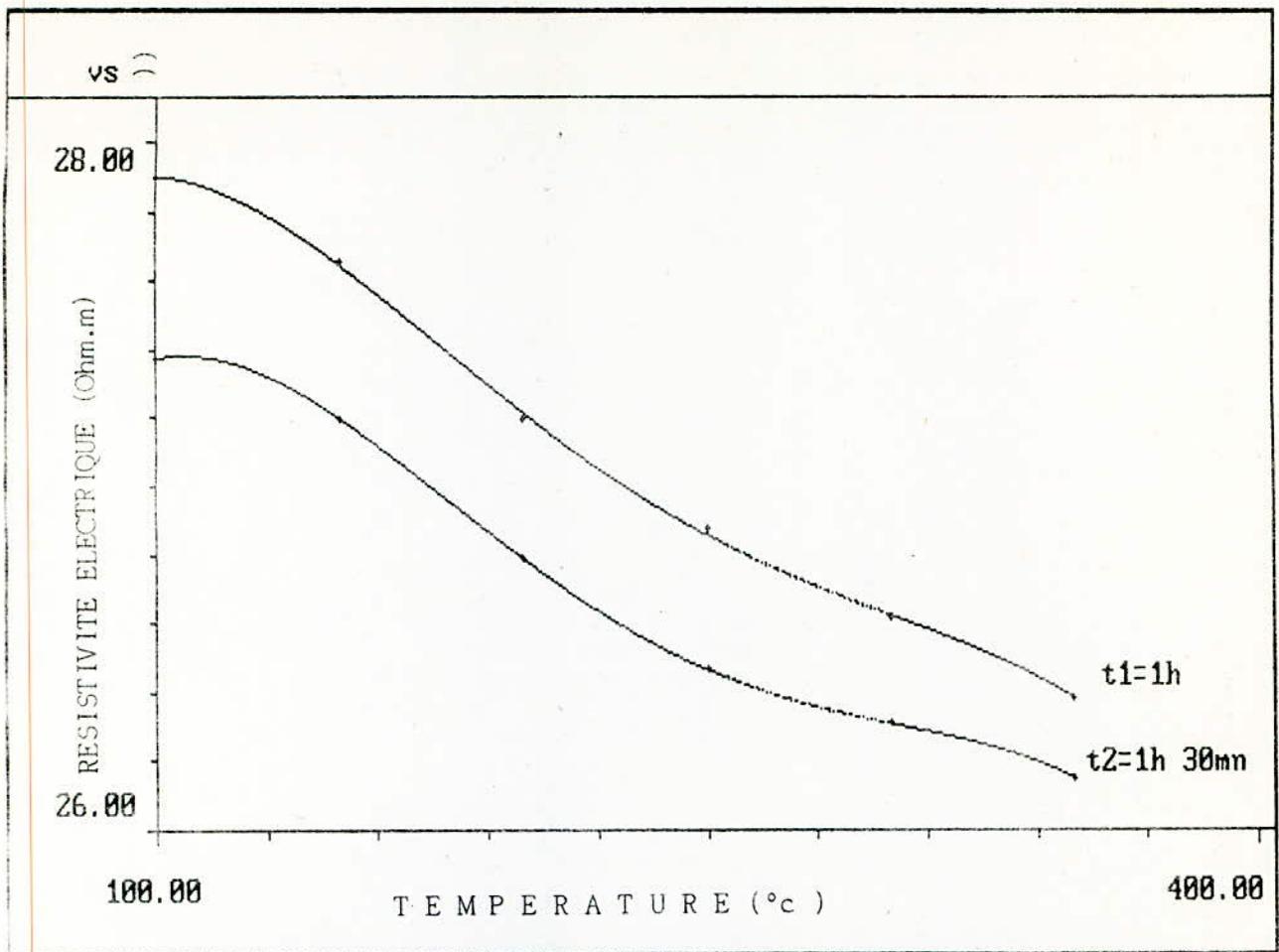


Fig.6-10. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIT SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DE Al.

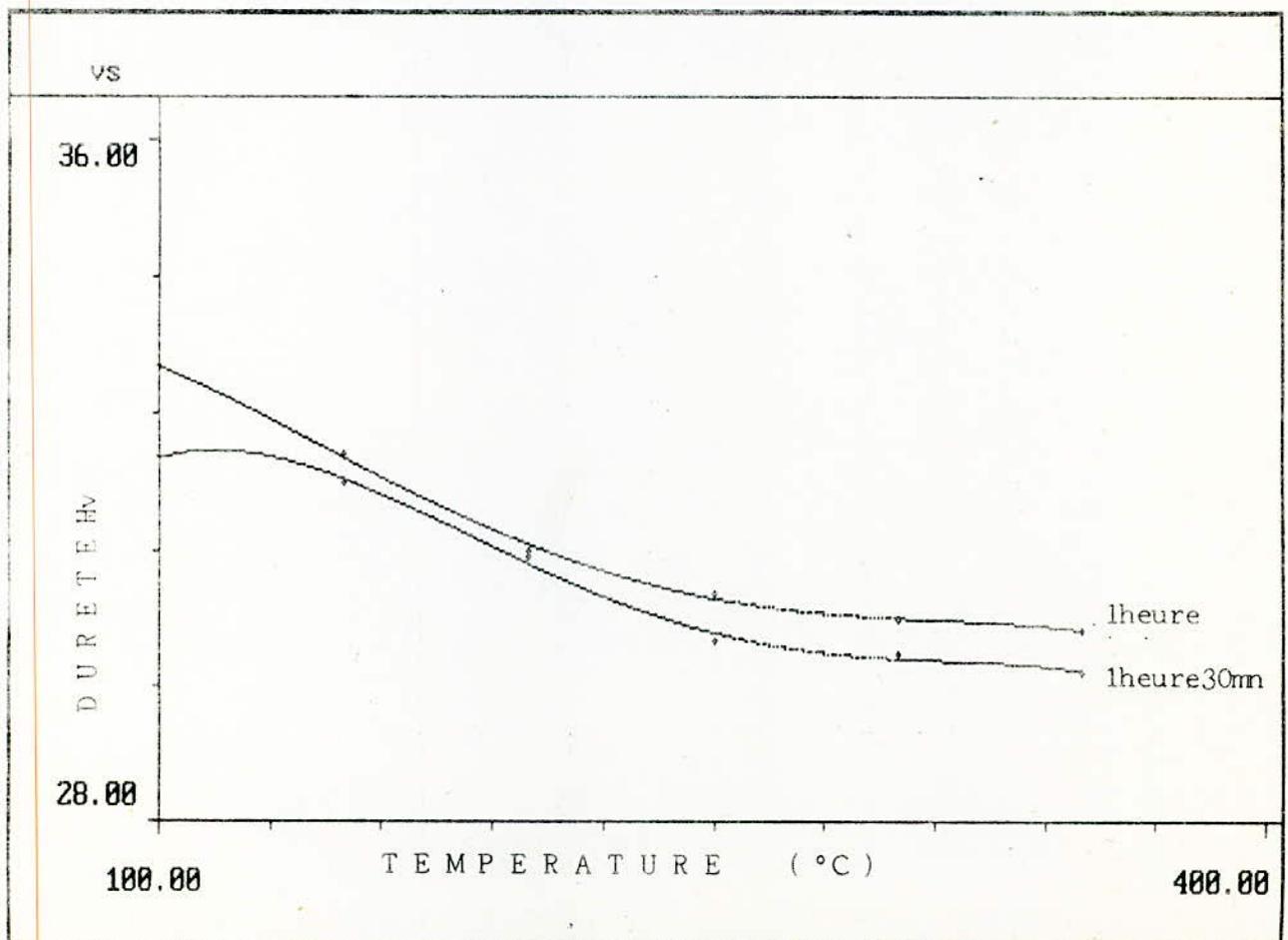


Fig.6-12. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIT SUR LA DURETE DE Al.

correspondante à la température de 400°C ; au delà de cette température , il diminue progressivement pour atteindre sa valeur minimale d'environ 6% à la température de 700°C (figure 6-11).

6.2.3.1.2- Evolution de la résistance à la rupture:

La durée du recuit a pour effet de diminuer la résistance à la rupture du cuivre (figure 6-13). Entre 200°C et 300°C , la chute de la résistance à la rupture est plus brutale dans le cas où le recuit a été fait pendant une heure que celui qu'à été fait pendant une heure trente minutes , néanmoins , dans le dernier cas , la chute est presque constante jusqu'à la température de 600°C. L'écart de la résistance à la rupture entre les deux cas est maximal à 500°C , puis tend à diminuer vers une valeur d'environ 1% .

6.2.3.1.3- Evolution de l'allongement à la rupture:

Comme le montre la figure (6-15), l'allongement à la rupture du cuivre est d'autant plus important que la durée du recuit est élevée. Entre 200°C et 300°C, l'accroissement est plus important dans le cas de la durée de une heure trente minutes que dans celui d'une heure. Entre 300°C et 400°C l'allongement tend à croître plus rapidement dans le second cas déjà cité que dans le premier. Pour des températures supérieures, l'écart est très faible et tend vers une valeur d'environ 1% .

6.2.3.2- Cas de l'aluminium:

6.2.3.2.1- Evolution de la dureté:

La dureté VICKERS de l'aluminium diminue quand on

élève la durée du recuit (figure 6-12). Entre 100°C et 150°C , la chute de la dureté est plus importante dans le cas ou la durée est de une heure. Entre 200°C et 250°C , l'écart tend à augmenter et atteint sa valeur maximale d'environ 2% .

6.2.3.2.2- Evolution de la résistance à la rupture:

Comme nous le constatons dans la figure (6-14), l'évolution de la durée de recuit a pour effet de diminuer la resistance à la rupture de l'aluminium. Entre 100°C et 250°C , l'écart des résistivités électriques , tend à diminuer vers une valeur d'environ 1%. Au delà de 250°C , la variation est plus rapide dans le cas de la durée de 1h 30 mn que celui de une heure.

6.2.3.2.3- Evolution de l'allongement à la rupture:

L'augmentation de la durée de recuit a pour effet d'élever l'allongement à la rupture de l'aluminium (figure 6-15). L'accroissement est plus important dans le cas de la durée de 1heure trente minutes , l'écart croit au debut , puis tend à diminuer au delà de 200°C , à une valeur d'environ 2% .

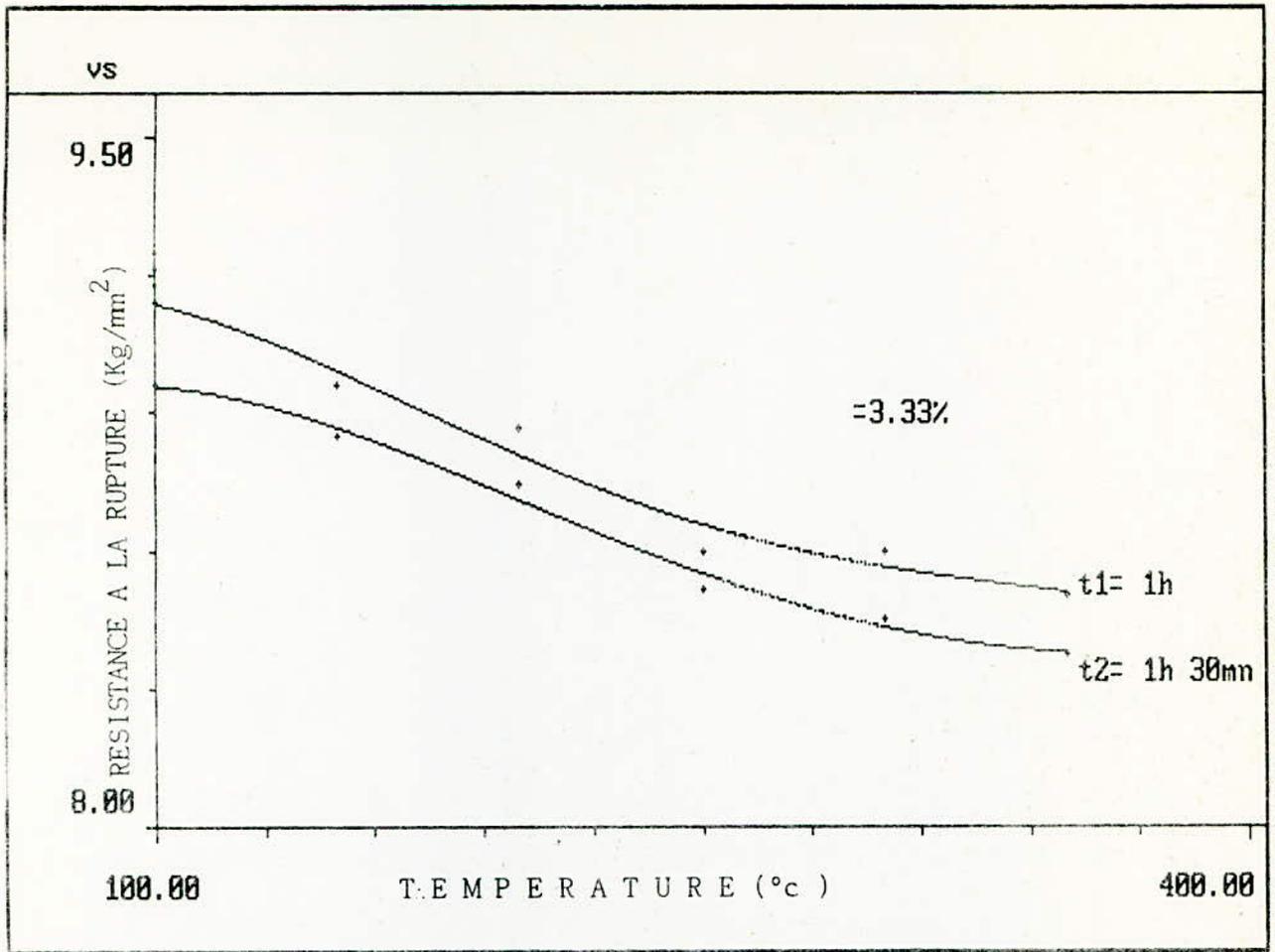


Fig.6-14. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIIT SUR LA RESISTANCE A LA RUPTURE DE Al.

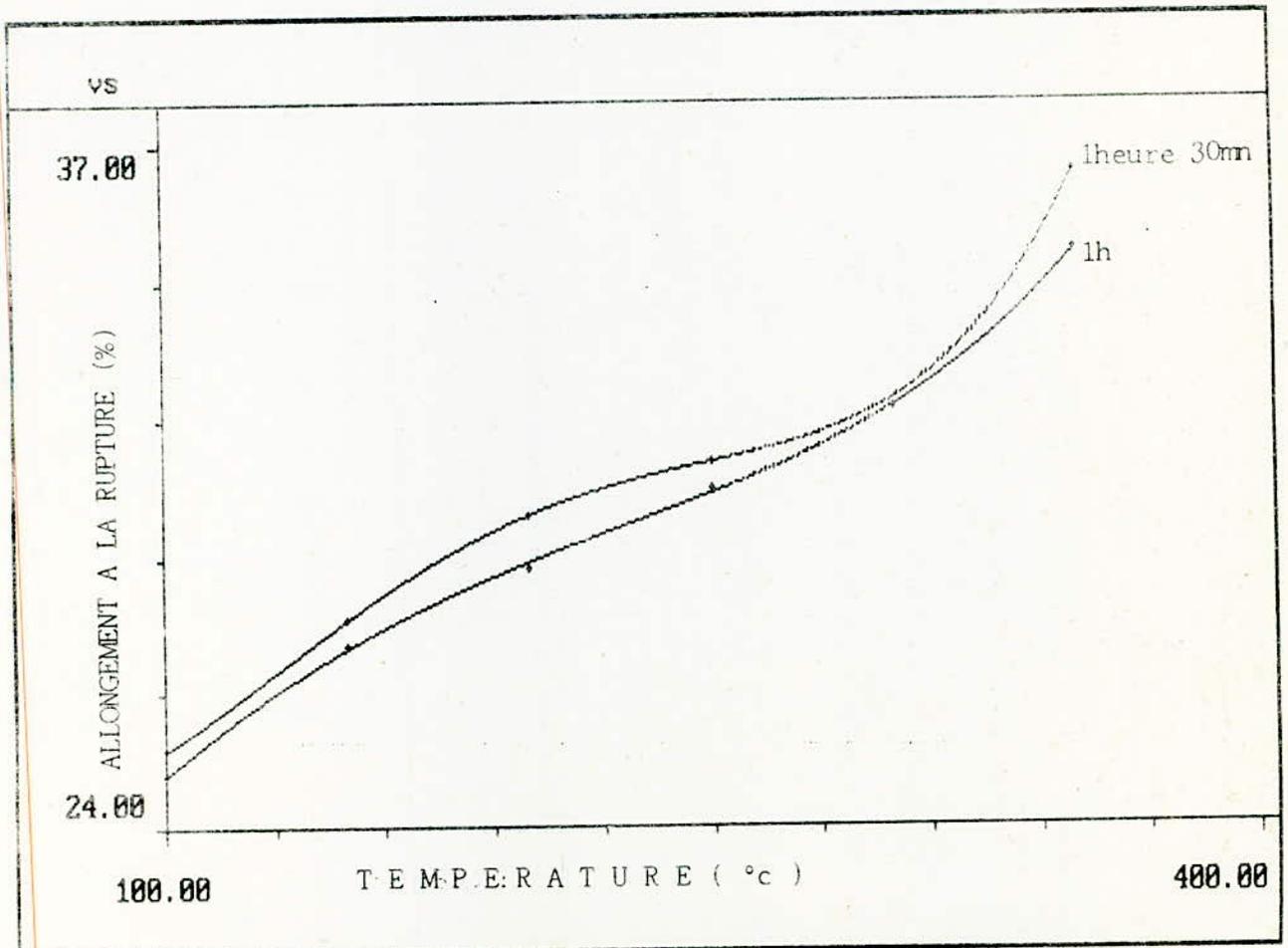


Fig.6-16. INFLUENCE DE LA DUREE DE RECUIIT SUR L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DE Al.

CHAP VII

INTERPRETATION GENERALE

Les résultats obtenus caractérisant le comportement de deux métaux cubiques à faces centrées , au cours de l'écroutissage par tréfilage et au cours du recuit de recristallisation.

7.1- COMPORTEMENT DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM AU COURS DE L'ECROUISSAGE PAR TREFILAGE:

Au cours de l'écroutissage par tréfilage , la déformation des deux métaux étudiés se traduit par l'allongement des grains suivant la direction de la déformation [cet allongement est accompagné du glissement des dislocations dans le plan $\{111\}$ suivant la direction $\langle 110 \rangle$.] .L'allongement des grains est suivi de leur rotation autour de l'axe du fil , ainsi la direction $\langle 111 \rangle$ et $\langle 100 \rangle$ tendent à se rapprocher peu à peu de l'axe du fil. De ce fait , il en résulte une fragmentation des grains , suivie de leur allongement suivant la direction de la contrainte appliquée , ainsi il y a création d'une texture de déformation. Les moyens utilisés ne nous permettent pas malheureusement de mettre en évidence ce phénomène.

La déformation par tréfilage , entraîne une augmentation de la résistivité électrique , de la résistance à la rupture , et de la dureté suivie de la diminution de l'allongement à la rupture. Ceci s'explique du fait que l'application d'une contrainte engendre l'augmentation de la densité des dislocations , et par suite des interactions de ces dernières , une forte proportion se trouve bloquée dans le cristal sous forme de blocks

d'empilements ou de réseaux; ainsi le passage de nouvelles dislocations devient de plus en plus difficile, avec l'élévation de la contrainte appliquée, d'où l'augmentation de la densité d'obstacles. D'autre part lors du travail mécanique appliqué, le métal devient thermodynamiquement instable, une certaine énergie a été emmagasinée, sous forme d'énergie de défauts d'empilements qui est liée aux déviations des dislocations. Autrement dit, plus cette dernière est faible, plus les déviations des dislocations sont difficiles, donc le taux de consolidation est plus fort (cas du cuivre). Contrairement au cuivre, l'aluminium possède une forte énergie de défauts d'empilements, alors, son taux de consolidation est plus faible, comme le montre les résultats obtenus. C'est pourquoi, le durcissement par écrouissage est plus important dans le cas du cuivre que dans celui de l'aluminium.

7.2- COMPORTEMENT DU CUIVRE ET DE L'ALUMINIUM AU COURS DE LE RECRISTALLISATION:

Au cours du recuit de recristallisation, les deux métaux étudiés tendent vers leur état de plus grande stabilité thermodynamique. Après un écrouissage, par tréfilage, le recuit de recristallisation a pour effet de restituer au cuivre et à l'aluminium leurs structures qui ont été altérées, et d'améliorer leurs propriétés électriques et mécaniques qui ont été modifiées. Lors de la recristallisation, le passage de la structure de déformation à la structure de recristallisation se

traduit par la déformation de nouveaux grains disposés aléatoirement et désorientés les uns par rapport aux autres, comme le montre l'analyse par microscope électronique, l'hétérogénéité de la taille des grains de cuivre et d'aluminium est probablement due à la dissemination des inclusions (oxydes ou impuretés présents) qui entravent le grossissement du grain en lui modifiant sa cinétique.

La modification des propriétés électriques et mécaniques des deux métaux étudiés se traduit par une diminution de la résistivité électrique, de la résistance à la rupture et de la dureté et avec une augmentation de l'allongement. Ceci se traduit d'une part par l'élimination des lacunes, et d'autre part, pour un stade de plus haute température, par la réduction de la densité des dislocations. Dans les cas de l'aluminium qui possède une forte énergie de défauts d'empilements, la restauration des propriétés mécaniques se fait à une température inférieure à celle de la recristallisation, car le réarrangement des dislocations est relativement facile. Dans le cas du cuivre, qui possède une faible énergie de défauts d'empilements, la restauration des propriétés mécaniques, ne se fait qu'à la température égale ou supérieure à la température de recristallisation. Nous n'avons ~~pas~~ déterminé cette température car dans notre étude, la température minimale choisie est de 200°C, qui correspond à la température pratique de recristallisation du cuivre.

CONCLUSION

Les résultats obtenus montrent que la déformation à froid par tréfilage engendre une consolidation du cuivre et de l'aluminium. Cette consolidation se traduit par la formation d'une texture fibreuse parallèle à l'axe de la déformation, par chute de la résistivité électrique et par une baisse de la ductilité. Ces effets sont d'autant plus marqués que le degré d'écroutissage est élevé.

Lors de la recristallisation, la texture fibreuse, antérieurement formée, disparaît après une température critique caractéristique du matériau pour laisser la place à une nouvelle structure, isotrope et plus ou moins régulière.

De même, les métaux deviennent plus ductiles. En effet, la tenacité, engendrée par la consolidation, disparaît avec une montée en température ou une durée de maintien prolongée à une température donnée.

Nous avons souhaité étudier l'évolution structurale par analyse radiocristallographique afin d'approcher le phénomène du développement de la texture. Malheureusement l'indisponibilité de l'équipement ne nous a pas permis de le faire.

Outre, nous signalons que l'étude de l'état recuit nécessite l'utilisation de four tubulaire de longueur de 1 m, pour pouvoir suivre l'évolution de la résistivité électrique.

Nous souhaitons que ces considérations seront pris en compte et que ce travail sera poursuivi car il est d'une importance certaine.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] ALTENIOHL
Un regard à l'intérieur de l'aluminium.
- [2] ALUMINIUM PECHINEY
Les traitements thermiques de l'aluminium
et de ses alliages.
- [3] ALUMINIUM FRANCAIS
La fabrication de l'aluminium.
- [4] B. BAUDLET P.PARNIERE G.SERTOURE & A.ZAOUI
Mise en forme des métaux & alliages.
- [5] P.BAQUE
Précis ^{de} métallurgie appliquée.
- [6] J.BENARD
Métallurgie générale.
- [7] G.CHAUDRON
Monographie sur les métaux de haute pureté
(T.1 & T.3)
- [8] P.COULOMB
Les textures dans les métaux de réseau
cubique.
- [9] G.CHAMPER & G.SAADA
Déformation plastique des métaux & alliages.
- [10] H. DE LEIRIS
Métaux & alliages T1 & T2
- [11] A. DESY & J.VIDTS
Métallurgie structurale.
- [12] JAOUL
Etude de la plasticité.
- [13] P.PASCAL
Nouveau traité de chimie minérale
(T.III & T.VI)
- [14] PECHINEY
L'aluminium (T.1)
- [15] A.ROOS
Précis de métallurgie appliquée.
- [16] C.VARGEL
Le comportement de l'aluminium & ses alliages.

- [17] CANADIEN COOPER Hiver 71, novembre 74.
- [18] REVUE DE L'ALUMINIUM NOVEMBRE 71, 75.
- [19] REVUE DE METALLURGIE SEP 71.
- [20] LE TREFILE N°78 JANVIER 71.
- [21] BANDER BLECHE ROHRES 1977.
- [22] TECHNIQUE DE L'INGENIEUR.

