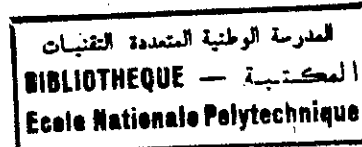


MINISTERE DELEGUE AUX UNIVERSITES

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
EL - HARRACH

DEPARTEMENT : METALLURGIE



PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

INFLUENCE DE LA DEFORMATION ET DE LA
RECRISTALLISATION SUR LES PROPRIETES
MECANIQUES ET ELECTRIQUES DU CUIVRE

Proposé et dirigé par :
M^{me} BOUALI

Présenté par :
M^r ZERROUKI CHAKIB
ARSLANE

PROMOTION
Juin 1994

* Revoir Bibliographie Numérotation dans l'ordre
[1] [2] - - - - - dans le texte -

reference [1] non citée dans le texte

* Echelle des courbes -

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTRE DELEGUE AUX UNIVERSITES

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
EL - HARRACH

DEPARTEMENT : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة - BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

INFLUENCE DE LA DEFORMATION ET DE LA
RECRISTALLISATION SUR LES PROPRIETES
MECANIQUES ET ELECTRIQUES DU CUIVRE

Proposé et dirigé par :
M^{mc} BOUALI

Présenté par :
M^r ZERROUKI CHAKIB
ARSLANE

PROMOTION
Juin 1994

REMERCIEMENTS



Je remercie Madame BOUALI pour sa collaboration précieuse à la réalisation de ce modeste ouvrage.

Je tiens à remercier aussi Monsieur MESRATI, chef du département métallurgie pour son aide bénéfique.

Enfin mes vives remerciements vont à Monsieur DAHIMENE, chef du laboratoire de métallurgie à l'entreprise nationale industrielle de câblerie, Gué de Constantine, ainsi qu'à tous les techniciens de ce laboratoire.

SOMMAIRE

INTRODUCTION.....	1
-------------------	---

PARTIE THEORIQUE

CHAPITRE I :

PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES DU CUIVRE

A -1 PROPRIETES PHYSIQUES	2
<i>a.1 - Paramètres du réseau.....</i>	2
<i>a-2 - Densité.....</i>	2
<i>a-3. - Conductibilité électrique :</i>	3
<i>a-4 - Conductibilité thermique :</i>	4
<i>a-5 - Coefficient de dilatation :</i>	4
<i>a-6 - Point de fusion</i>	5
<i>a-7 - Chaleur spécifique</i>	5
B) PROPRIETES MECANIQUES	5
C) - RESISTANCE A LA CORROSION	7

CHAPITRE II :

LA DEFORMATION PLASTIQUE DES METAUX

A - ORIGINES ET MECANISMES	8
B - MOUVEMENT DES DISLOCATIONS :	10
<i>a) - Le glissement :</i>	10
<i>b - La montée.....</i>	13
<i>c) - Sources de FRANCK READ.</i>	14

CHAPITRE III :

TECHNOLOGIE DU TREFILAGE

1 - CONDITION DE TREFILAGE.....	18
2 - LA FILIERE	18
3 - INFLUENCE DES FACTEURS SECONDAIRES.....	20
4 - TYPES DE MACHINES DE TREFILAGE.....	21

CHAPITRE IV :

RESTAURATION ET RECRISTALLISATION DES METAUX

A - RESTAURATION	26
<i>a) - détente</i>	26
<i>b) - polygonisation.</i>	27
B - RECRISTALLISATION.....	30

1 - Recristallisation primaire

2 - Recristallisation secondaire

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE V :

C-1 EVOLUTION DES PROPRIETES DU CUIVRE AU COURS DE L'ECROUISSAGE.....	38
<i>a</i> - Evolution de la charge à la rupture.....	39
<i>b</i> - Evolution de l'allongement à la rupture.....	39
<i>c</i> - Evolution de la limite élastique :	39
<i>d</i> - Evolution de la résistivité électrique.....	39
<i>e</i> - Evolution structurale	45

CHAPITRE VI :

INTERPRETATION DES RESULTATS

CONCLUSION	67
BIBLIOGRAPHIE	68

INTRODUCTION

Parmi les procédés de déformation à froid; le trefilage; souvent utilisé dans l'industrie de cablage, donne lieu à une importante production de fils minces à partir de fils machine.

La technique de tréfilage est un procédé très ancien, son amélioration a été faite par des mises au point successives basées sur l'expérience.

Nous nous sommes intéressés plus spécialement à l'étude du tréfilage des fils Cu élaborés par coulée continue, mise en œuvre par la société ENICAB et utilisés par la SONELGAZ pour les lignes aériennes de distribution.

Le matériau utilisé dans notre projet, le Cu, a une place de choix dans les différentes technologies, mais il trouve son utilisation encore plus large dans le transport d'énergie électrique. Le Cu possède à la température ambiante la plus faible résistivité électrique et la meilleure conductivité thermique après l'argent.

Le compromis satisfaisant entre la limite élastique et l'allongement qu'on peut obtenir avec le Cu conducteur, sa résistance à la corrosion et son aptitude à la mise en forme et sa facilité au soudage justifient amplement le choix de ce matériau dans le transport de l'énergie électrique.

Le fil machine qu'on va utiliser dans notre étude est le fil machine obtenu de la coulée continue pureté : 99,96 %, il possède en outre une bonne homogénéité chimique et une faible teneur en Oxygène.

PARTIE THEORIQUE

CHAPITRE -I-

Page inutile

INTRODUCTION

CHAPITRE I : PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES DU CUIVRE

A. PROPRIETES PHYSIQUES

a.1) Paramètres du réseau

La valeur du paramètre réticulaire donnée par C.GRUSSARD et F. AUBERTIN à 20°C est : $a = 3,61438 + 0,00005 \text{ \AA}$.

Cette valeur varie avec la température relativement au Cuivre de pureté 99,99 %.

$$a(T) = 3,61293 + 5,89 \cdot 10^{-5} T + 3,7 \cdot 10^{-8} T^2 - 5,2 \cdot 10^{-4} T^3$$

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

TABLEAU N°1

Variation du paramètre réticulaire du Cuivre en fonction de la température.

T(°K)	a (Å)	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	16,78 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 $0,0033 \text{ g/cm}^3$.

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

TABLEAU N° 1 - 2

Variation de la densité du Cuivre en fonction de la température.

T (°C)	15	1100	1125	1150	1175	1200	1250
D(g/cm ³)	8,8604	8,3601	8,3492	8,3384	8,3276	8,3168	8,295

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° 1 - 3

Comparaison de la résistivité électrique du Cuivre par rapport à quelques autres métaux.

Métal	Résistivité (μ.Ω.cm)	Métal	Résistivité (μ.Ω.cm)
Argent	1,62	Molybdène	4.77
Cuivre	1.68	Radium	5.1
Manganèse	5.0	Tungstène	5.5
Aluminium	2.66	Zinc	6.0
Magnésium	4.46	Potassium	7.0
Calcium	4.60	Cadmium	7.5
Sodium	4.60	Fer	9.8

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

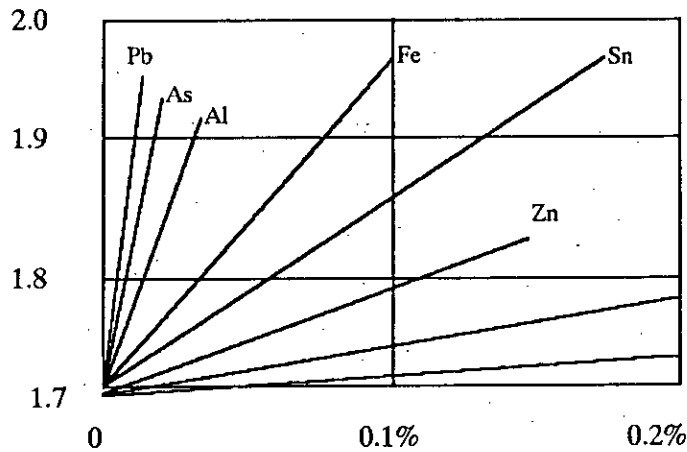


Figure 1-1

Influence d'impuretés sur la conductibilité électrique du cuivre pur.

a-4 - Conductibilité thermique :

La conductibilité thermique du cuivre vient aussi tôt après celle de l'or et de l'argent. A 20°C elle est de 0,923 cal/cm.sec.°c.

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 le tableau suivant.

TABLEAU N° 3-4

Variation du coeff. de dilatation - température.

T(°K)	$10^6 \cdot \alpha \text{ (deg}^{-1}\text{)}$	T(°K)	$10^6 \cdot \alpha \text{ (deg}^{-1}\text{)}$
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 température.~~

a - 6 - Point de fusion

La température de fusion du cuivre est de 1086 °c. La chaleur de fusion est de 50,46 cal/g.

a - 7 - Chaleur spécifique

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

TABLEAU N° 1 - 5

Variation de la chaleur spécifique du Cuivre en fonction de la température.

T(°)	50	100	200	400	500	800	1000	1083
Cp(Cal/g °c)	0,0931	0,0952	0,0985	0,1050	0,1150	0,1180	0,1245	0,1272

B. PROPRIETES MECANQUES [2]

b - 1 - Resistance à la traction

La résistance à la traction du Cuivre est de 17 kgf/mm². Elle est fortement affectée par le travail mécanique préalable. Elle augmente considérablement sous l'effet de l'érouissage, 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 10 daN/mm², elle augmente fortement sous l'effet de l'érouissage; mais sous celui du recuit, elle décroît en 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° 1 - 6

Evolution de la limite d'élasticité du Cuivre en fonction de la température

T(°)	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 :

$$E = 12\,000 \text{ daN/mm}^2$$

b - 4 - Allongement à la rupture

L'allongement à la rupture par traction du Cuivre varie de 35 % à 50 %. Il diminue avec l'écroutissage, 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 35 HB à 50 HB et ceci est en 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° 1-7

Evolution de la dureté BRINELL du Cuivre en fonction de la température

T(°)	18	100	200	300	390	523
HB	37,4	35,2	30,8	26,7	23,4	17,6

La dureté varie dans le même 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 : $\gamma = 0,34$.

b - 8 - Coefficient de viscosité

A 15°C, le coefficient de viscosité interne du cuivre est de $4,8 \cdot 10^{-8}$ pour le métal écroui et $5,13 \cdot 10^{-8}$ après recuit.

La vitesse de son dans le Cuivre est de 3970 m/s à la température ordinaire.

b - 9 - Compressibilité et coefficient de torsion

Pour des valeurs de la pression comprises entre 100 et 500 mégabars, la compressibilité du Cuivre à 20°C est de $0,75 \cdot 10^{-6}$ par mégabars. Le coefficient de torsion du Cuivre est de 4000 Kgf/mm².

C) - RESISTANCE A LA CORROSION [3]

Le cuivre pur a une bonne résistance à la corrosion. Toutefois, 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.

CHAPITRE -II-

CHAPITRE II : LA DEFORMATION PLASTIQUE DES METAUX

A - ORIGINES ET MECANISMES

Du point de vue structurale, le modèle le plus simple d'un matériau qui se comporterait de façon parfaitement élastique est celui du cristal parfait, exempt de tout défaut par définition.

En réalité, le métal ne se présente jamais sous la forme d'un cristal parfait. D'abord il se compose d'un ensemble de cristaux d'orientations différentes, accolés les uns aux autres et ensuite chacun de ces cristaux contient des défauts.

Actuellement, il est bien établi que le comportement plastique des métaux est une conséquence de l'existence et de l'interaction des défauts cristallins. On peut classer les défauts selon leur géométrie en :

- Défauts ponctuels : lacunes, ¹ *interstitiels* intestinales, atomes en insertion ou en substitution.
- Défauts linéaires : les dislocations.
- Défauts plans : les interfaces et les défauts d'empilement.
- Défauts de volume : les précipités et les inclusions.

La déformation plastique des métaux s'interprète principalement par le mouvement des dislocations.

Le mouvement s'effectue essentiellement par glissement sur les plans denses et suivant les directions denses, permettant ainsi la propagation de la déformation.

Une dislocation est définie par la ligne L et son vecteur de translation b appelé « vecteur de BURGERS ».

Le module de ce dernier est égale à une distance interatomique du réseau cristallin. Le Cuivre présentant une structure CFC a un vecteur de BURGERS égale à la plus petite distance interatomique soit $\frac{a}{2} \cdot [110]$

a.1 a) dislocation coin :

c'est une dislocation dont le vecteur b est perpendiculaire à la ligne L.

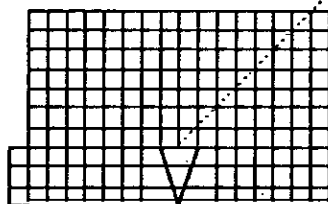


figure 2-1 dislocation coin

dislocation-coin.

a.2 b) Dislocation vis :

c'est une dislocation dont le vecteur b est parallèle à la ligne L.

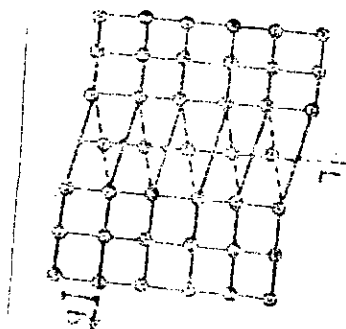


figure 2-2 - - dislocation vis

a.3 c) Dislocation mixte :

c'est le cas où la ligne L forme avec le vecteur b un angle σ quelconque.

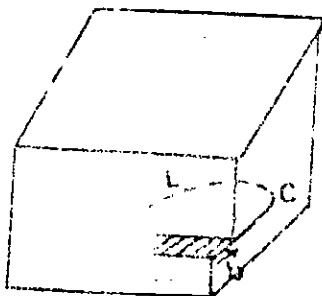


figure 2-3 - dislocation mixte

a-4 d) Boucle de dislocation : [1]

c'est le cas où la ligne L est une boucle fermée.

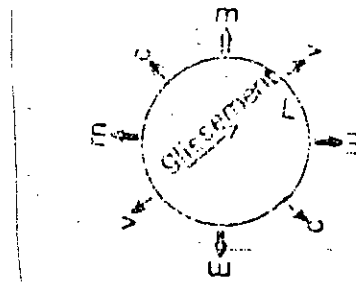


figure 2-4 - boucle de dislocation

B - MOUVEMENT DES DISLOCATIONS :

Une dislocation peut se déplacer soit par glissement, soit par montée.

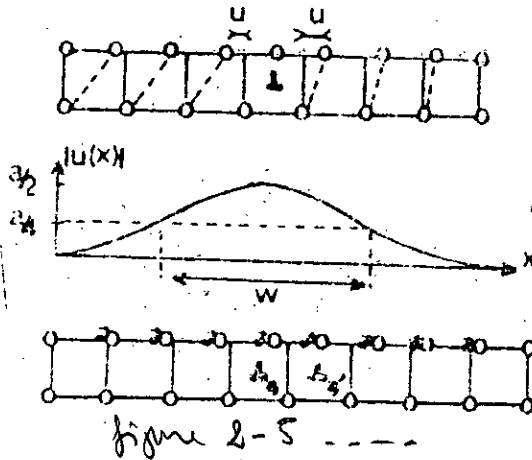
b-1 a) Le glissement :

Le glissement est un déplacement de la dislocation dans le plan déterminé par la ligne

→
L et le vecteur b : c'est le plan de glissement.

C'est un mouvement conservatif, c'est à dire qu'il se fait sans nécessiter de transport de matière, donc sans diffusion. Il peut s'effectuer sous l'action d'une très faible contrainte de cisaillement, appliquée sur le plan de glissement : la facilité de ce mouvement est due au fait que celui-ci n'exige que de très petits déplacements des atomes.

En effet, les forces que le réseau oppose au glissement, dites forces de PEIERLS, sont d'autant plus faible que la dislocation est plus large, c'est à dire s'il y a un grand nombre d'atomes déplacés par rapport à leur position initiales : ceci est le cas des plans compacts, il s'ensuit donc, que les glissements sont plus faciles sur ces plans.



Déplacement d'une dislocation sur une distance interatomique BB'.

$$\tau = \exp\left(-\frac{\tau w}{b}\right)$$

Pour le cuivre, métal à structure CFC, le système de glissement facile sont constitués par la combinaison entre les plans compacts (111) et les directions cristallographiques denses [110].

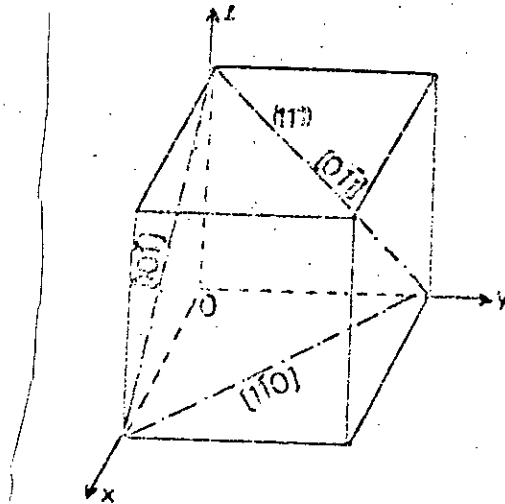


Figure 2-6 - plan et directions denses des CFC.

- Cependant, une dislocation vis peut glisser dans n'importe quel plan qui la contient et même peut changer de plan de glissement : c'est ce qu'on appelle le glissement dévié. Si au cours de leur déplacement les dislocations rencontrent des particules, alors elles s'incurvent d'abord autour de ces dernières pour les contourner ensuite. A mesure que les contraintes augmentent, les dislocations forment des noeuds fermés autour des particules. Après avoir laissé ces noeuds ou anneaux, qui font obstacles aux nouvelles dislocations, les dislocations poursuivent le glissement dans la même direction.

A mesure que la distance entre les particules diminue, les noeuds ou anneaux font que la contrainte nécessaire pour que les dislocations se déplacent entre les particules croit, cette difficulté de déplacement des dislocations entraîne en général un changement des propriétés mécaniques [4].

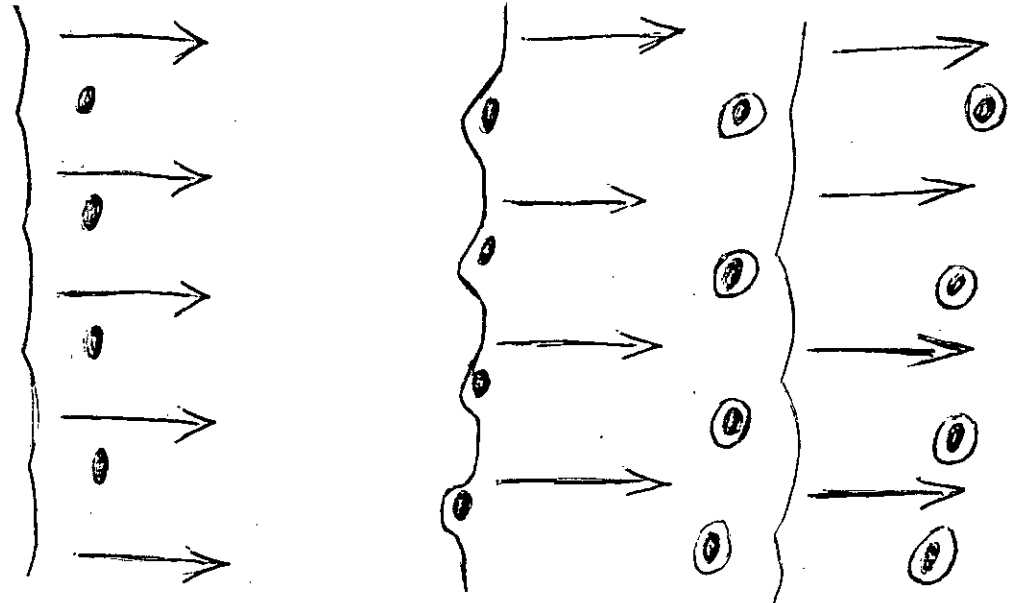


Figure 2-1 - Contournement des particules par les dislocations.

Conséquence du glissement :

La déformation macroscopique d'un matériau soumis à une contrainte de cisaillement τ s'effectue par le glissement de nombreuses dislocations. Soit ρ la densité de dislocation créée par la contrainte τ (supposées toutes de type coin et de même vecteur de ^{burgers} ~~BURGERS~~ b) et soit L le déplacement de ces dislocations sur leur plan de glissement, la déformation du matériau est donnée par : $\gamma = \rho b L$

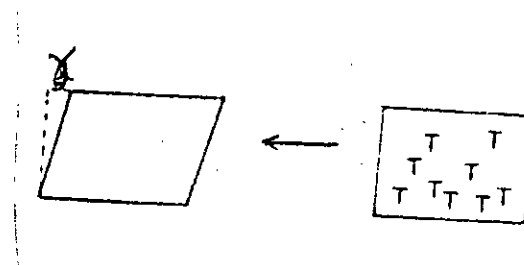


Figure 2-8 - Déformation macroscopique.

b-25 - La montée

soit Un cristal contenant une dislocation coin est soumis à une contrainte γ normale, parallèle à b .

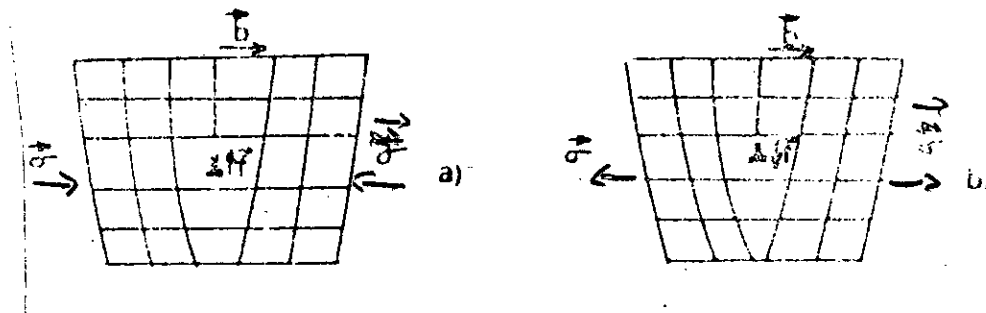


Figure 2-9 - montée de dislocation.

a - compression.

b - traction

Dans le cas de la compression, le cristal a tendance à s'écraser en faisant disparaître le demi-plan supplémentaire, ce qui peut s'effectuer en faisant « monter » la dislocation vers le haut.

La dislocation est soumise à une force F de module égale à γb dirigé vers le haut dans le cas d'une compression et dirigé vers le bas dans le cas d'une traction. Dans les deux cas on parle de montée de dislocation.

Ce type de mouvement n'est possible que par diffusion des défauts ponctuels, et est donc très différents du glissement.

Dans le cas de la compression, le retrait du demi-plan supplémentaire se fait :

- soit par création d'auto interstitiels qui migrent vers le réseau.
- soit par annihilation de lacunes qui migrent vers la dislocation.

Dans le cas de la traction, la pénétration du demi-plan supplémentaire se fait :

- soit par annihilation d'auto-interstitiel.
- soit par création de lacunes en prenant les atomes du réseau.

La diffusion étant un phénomène activé thermiquement, la montée ne peut donc se produire qu'à température élevée, contrairement au glissement. [5].

Conséquence de la montée :

Dans un métal, les dislocations créées par la déformation pourront glisser et monter sous l'action de l'agitation thermique, pour former des configurations stables telles que les parois qui compartimentent chaque grain du métal, ce phénomène est appelé polygonisation [7].

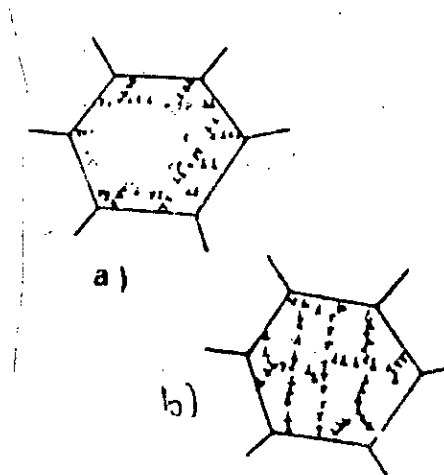


Figure 2-10 - phénomène de polygonisation.

- a) empilement des dislocations par glissement.
- b) réarrangement en parois.

C - MULTIPLICATION DES DISLOCATIONS

c.1 Sources de FRANCK READ. [6]

Des études théoriques ont montré que l'application d'une contrainte de grandeur convenable, ne peut pas engendrer de nouvelles dislocations dans un cristal parfait, par la création d'une boucle de dislocation à un endroit où il n'en existait pas auparavant même avec l'aide de l'agitation thermique.

L'énergie nécessaire pour déformer une petite boucle de dislocation est très grande par rapport à la somme des énergies d'encrouissage et d'agitation que possède un cristal soumis à des contraintes suffisantes pour le déformer plastiquement. Il en est probablement de même pour la création de nouvelles dislocations à la surface du cristal. Toutefois, un mécanisme satisfaisant a été proposé, il est basé sur la croissance et la division des dislocations présentes dans le cristal. Ce mécanisme est appelé source de FRANCK READ.

Description :

Considérons un système de dislocation PQ (Fig. IV B) dans un cristal nous supposons que les extrémités de dislocation P et Q de ce segment sont « ancrées » soit par l'intersection avec d'autres dislocation en des points appelés noeuds, soit par des particules de seconde phases, soit par des impuretés.

Une dislocation ne peut pas se terminer en ces points, mais il nous suffit de considérer le segment qui les joints, nous examinerons d'abord le cas où le vecteur BURGERS est perpendiculaire au segment PQ. Une scission parallèle au plan de la figure et perpendiculaire à PQ exerce sur la dislocation une force qui l'oblige à se déplacer, pour permettre le glissement de la partie supérieure sur la partie inférieure du cristal. Cette force s'opposera à la tension de la dislocation. Comme l'énergie d'une dislocation est proportionnelle à sa longueur, il faut fournir du travail pour allonger une dislocation. Lorsque la force appliquée est suffisante, le glissement progresse suivant le schéma de la figure (IVBa), où la région hachurée représente la région que la dislocation a traversé sous l'effet de la contrainte appliquée. Lorsque la dislocation forme initialement une boucle fermée (IVBf), il existe un composante qui est au départ, dans la position indiquée à la figure (IVBa).

Du seul point de vue géométrique, le phénomène peut donc se répéter indéfiniment. Notons que la dislocation doit le déplacer dans toutes les directions par rapport à la contrainte appliquée, comme tous les déplacements tendent à augmenter l'étendue de la partie qui a glissé, ils peuvent tous être produit par une contrainte de direction fixe, le maintien d'une contrainte suffisante donne naissance à une série de boucles, toutes situées dans le même plan de glissement.

Les boucles de dislocation peuvent venir « crever » à la surface libre du cristal, et laisser une « marche » visible si elle est de taille suffisante. Lorsque les boucles peuvent émerger tout autour du cristal, comme c'est le cas pour le cristal cylindrique fin, le phénomène de la création des boucles peut se poursuivre presque indéfiniment. Au contraire, lorsqu'elles ne peuvent pas émerger et doivent rester à l'intérieur du cristal, les boucles exercent une pression en retour sur la source, car des dislocations situées dans un même plan de glissement se repoussent sous l'effet du recouvrement des régions identiques.

Le nombre de dislocation que peut produire une source donnée est donc limité lorsque les dislocations ne peuvent pas atteindre partout la surface, à moins que l'on applique une contrainte progressivement croissante qui permet d'entasser un plus grand nombre de boucles dans l'espace disponible.

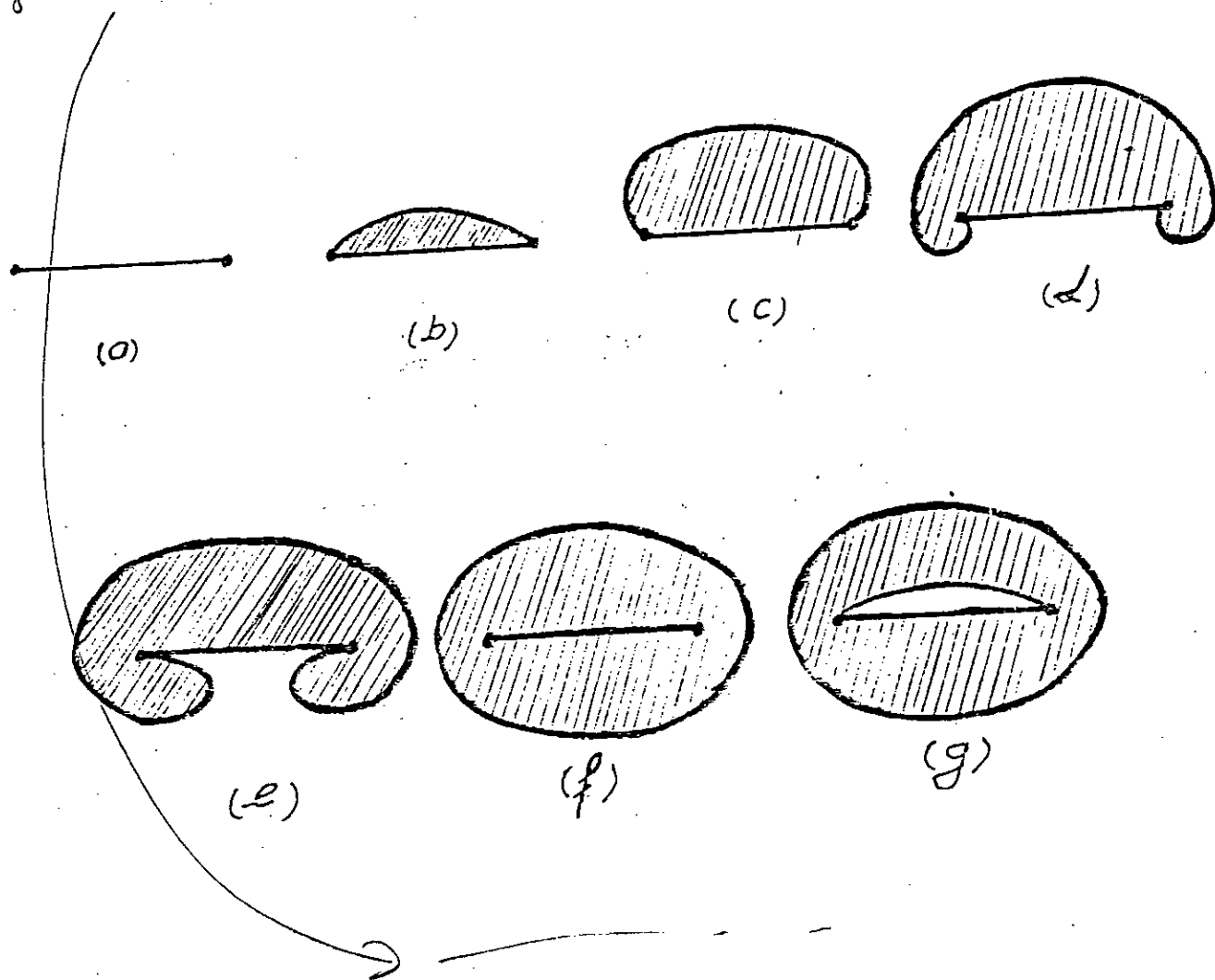
Il nous faut examiner maintenant la contrainte nécessaire au fonctionnement d'une source. Soient L la longueur de la source et R le rayon de courbure de la dislocation que nous supposons toujours uniforme, lorsque la dislocation s'écarte de la position initiale, le rayon de courbure de la dislocation diminue jusqu'à la valeur $R = L/2$, après quoi il augmente de nouveau. L'application d'une scission γ exerce une force $b \gamma$ sur la dislocation à laquelle s'oppose la force de traction T/r que fournit la tension de la dislocation. La dislocation prend une courbure qui équilibre les deux forces, si l'équilibre nécessite un rayon de courbure inférieur à $L/2$, la boucle continue à s'agrandir et la source fonctionne. La contrainte critique de fonctionnement d'une source, γ_c , est donc telle que $b\gamma_c = 2 T/L$, comme $T \cong Gb^2$, $\gamma_c \cong 2 Gb/L$. La longueur qui correspond aux valeurs mesurées de la scission critique est de l'ordre de 10^{-4} dans les bons cristaux.

Nous venons d'examiner le cas d'une source située toute entière à l'intérieur du cristal. Il peut arriver qu'une dislocation ait une extrémité libre de se déplacer à la surface d'un cristal, tandis que l'autre extrémité est « plantée » à l'intérieur.

Cette dislocation peut fonctionner comme source sous l'effet d'une contrainte égale à la moitié de celle nécessaire au fonctionnement d'une source intérieure de même longueur. [7]

~~FIG. IVB~~

fig. 2-11 Etapes successives dans le fonctionnement d'une source de FRANK-READ



CHAPITRE -III-

CHAPITRE III : TECHNOLOGIE DU TREFILAGE

Le fil machine obtenu par les opérations de laminage, est un produit intermédiaire, surtout dans la fabrication des câbles électriques, dont le fil doit avoir un diamètre plus petit.

L'opération qui permet la réduction du fil est dite tréfilage.

Le principe de tréfilage est d'utiliser la plasticité du métal pour réduire le diamètre du fil, par passage à travers un orifice calibré, appelé filière sous l'effet combiné d'application 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.

A - CONDITION DE TREFILAGE

Pour la réalisation d'un tréfilage d'un fil dans de bonnes conditions, il est nécessaire de contrôler, entre autre, la géométrie des filières et la lubrification, ils nous permettent d'obtenir un fil exempt de défauts, sauf si la nature du métal de départ n'est pas conforme aux conditions de travail.

B - LA FILIERE (FIG. 1) (figure 3-1)

La filière est un corps d'acier solide, avec un trou conique usiné dans un matériau de dureté élevée (^{carbure}carbure de tungstène, diamant...). 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 en 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 tréfilage. Géométriquement, 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 :

$\frac{3}{4} d$ pour 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 dépend du diamètre de tréfilage.

- 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' – EE'

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 du 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 tréfilage. Pour cela le refroidissement et la

lubrification de la filière, sont deux facteurs très importants dans l'industrie du tréfilage. Le refroidissement est assuré par l'eau ou bien de l'huile.

Vues les énormes précisions mises en jeu dans les opérations de tréfilage, 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 aussi stable que possible (oxydabilité, interactions avec le métal, etc. ...).
- il ne doit pas créer de dépôts nuisibles sur la surface du fil (coloration, corrosion, etc. ...).

- Au cours du tréfilage, 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 tréfilage. Des lubrifiants peuvent supporter des températures de 150°C sans se décomposer.

C - 3 - INFLUENCE DES FACTEURS SECONDAIRES.

C-1 a : Influence du sens de tréfilage :

l'écoulement du métal se fait d'une façon irrégulière de sorte que les couches extérieures sont en retard sur la zone centrale, ceci est dû aux frottements sur les parois de la filière et par suite de l'inclinaison de ces parois.

C-2 b : Influence de la répartition des passes :

la résistance des fils est d'autant plus élevée que le nombre de passes est plus grand pour un même taux de réduction, ceci s'explique par l'accumulation des écrouissages

successifs au passage des filières. Le tréfilage par très fortes passes est défavorable à la qualité du fil.

C-3 c : Influence de la vitesse :

l'utilisation de grandes vitesses de tréfilage, conduit à réduire l'importance de la réduction de la section par passe, donc augmenter le nombre de passes de tréfilage pour obtenir le diamètre désiré, malgré l'utilisation de lubrifiant de haute qualité et d'un prix élevé. Il est sans doute utile de rappeler que la vitesse n'est pas toujours le facteur primordial de la productivité, surtout par la machine multiple (5 à 21 filières) où les arrêts causés par des ruptures et réenfilage consécutifs peuvent plus que tout autre facteur, abaisser le rendement.

D - 4 - TYPES DE MACHINES DE TREFILAGE.

d-1 Machine simple : (Fig.2) (*Figure 3-3-a*)

Dans ce genre de machines, chaque bobine est associée à un dévidoir qui l'alimente et elle est indépendante des bobines voisines.

d-2 Machines multiples :

Dans ce genre de machines, le fil passe d'une bobine à la suivante en traversant une nouvelle filière et subit à chaque fois une réduction de section et accroissement de vitesse, on distingue trois types de machines multiples.

- Machines dites « continues » (Fig.3) (*Figure 3-3-b*)

Dans lesquelles, les vitesses des bobines sont automatiquement équilibrées de façon que chaque bobine débite exactement la quantité de fil nécessaire à la suivante, sans qu'il y ait glissement du fil par rapport à la bobine.

- Machines dites sans glissement ou à accumulation : (Fig.4) (*Figure 3-3-c*)

Dans ces machines il n'y a pas équilibrage automatique des vitesses des bobines.

La série des diamètres des filières est établie de façon que chaque filière débite

un peu plus de fil que ce qui est nécessaire à la suivante, ce qui provoque une accumulation progressive du fil pendant le tréfilage.

- Les machines à glissement : (Fig.1) (figure 2-3.d)

Dans lesquelles, il n'y a pas non plus d'équilibrage automatique des vitesses, pour compenser les différences de vitesses, il y'a glissement du fil sur les bobines, mais le nombre de tours de fil sur les bobines reste constant sans qu'il y ait accumulation (sauf sur la finisseuse).

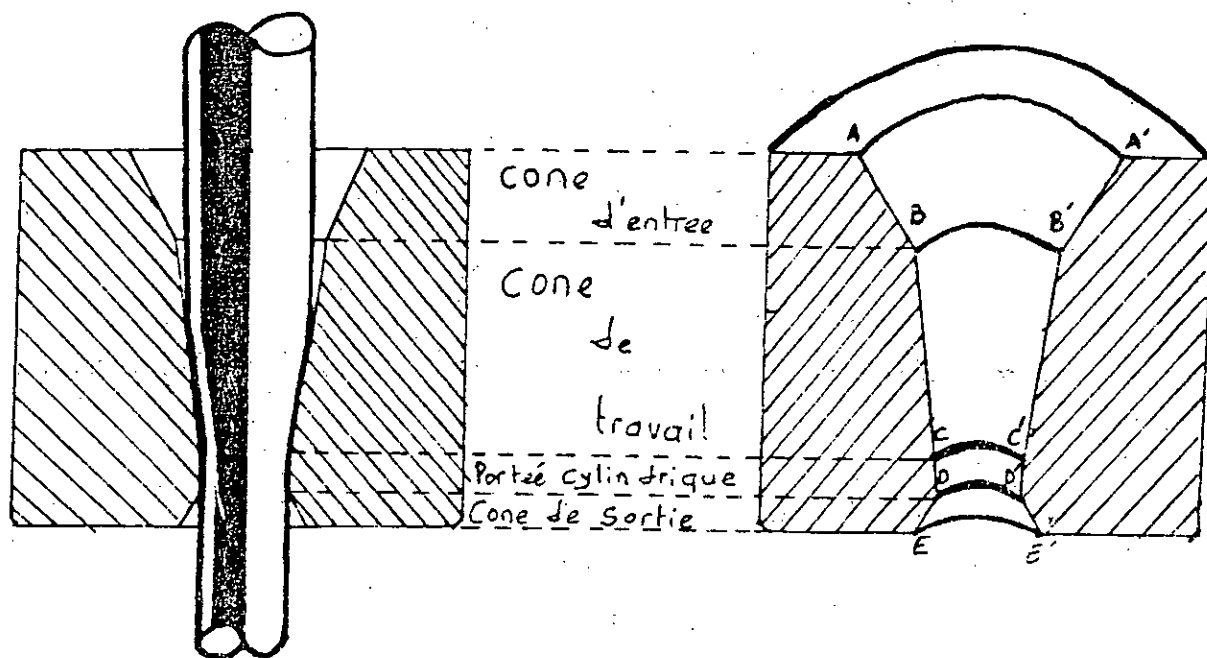


Figure 3.1 Profil de filière.

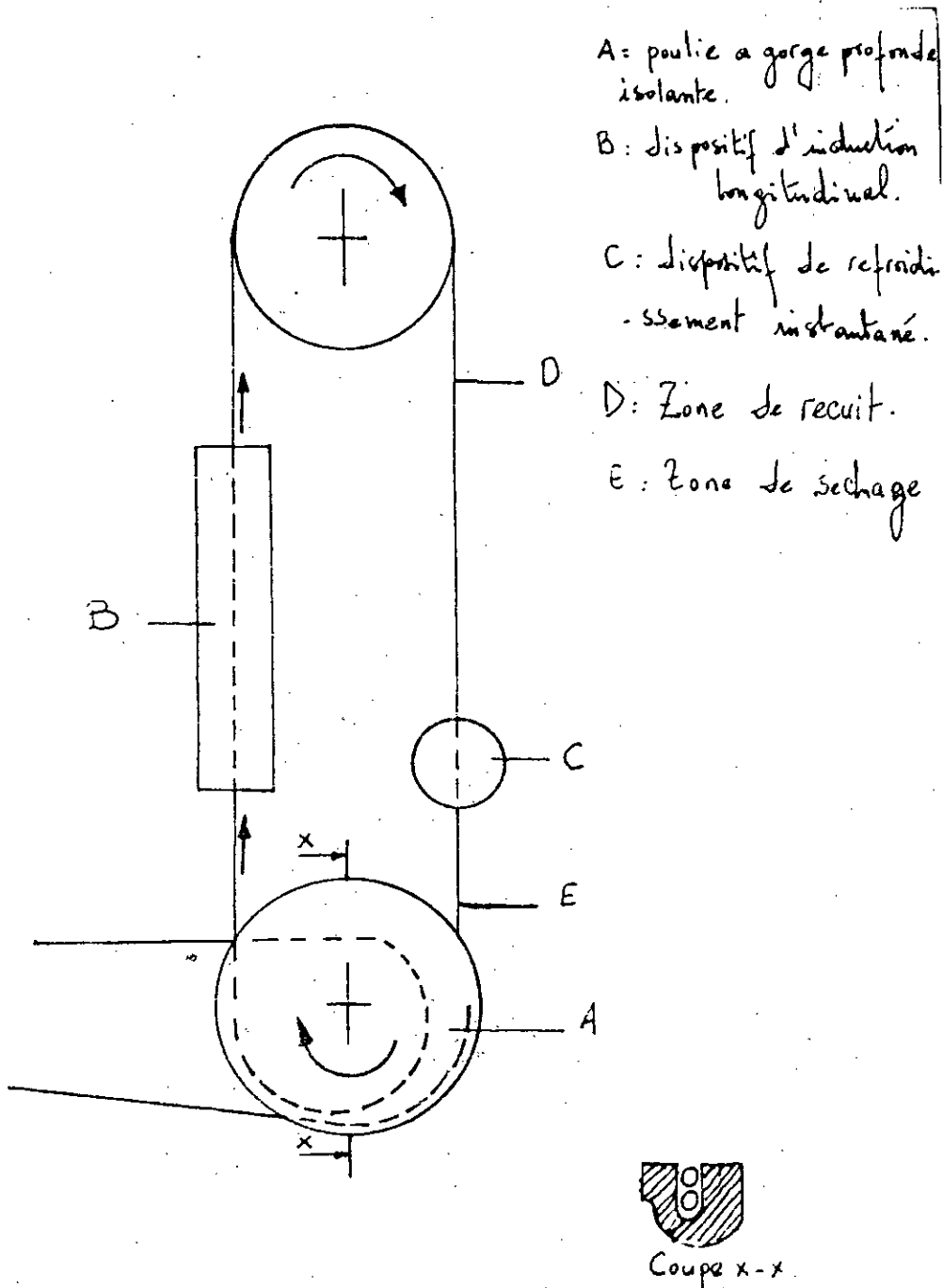
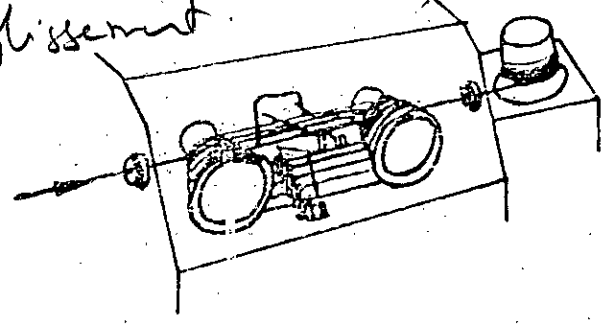


Figure 3-2 Dispositif de recuit continu.

- (a) simple
- (b) multiple continue
- (c) = à accumulation
- (d) glissement

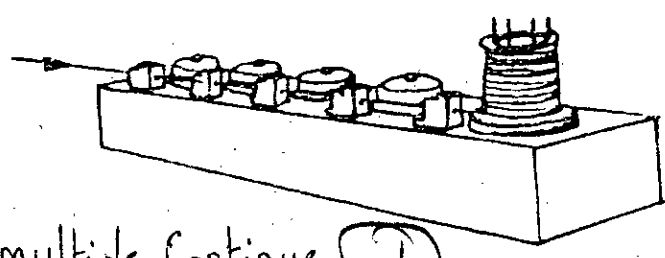
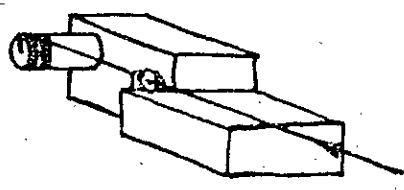
diverse other order



(d)

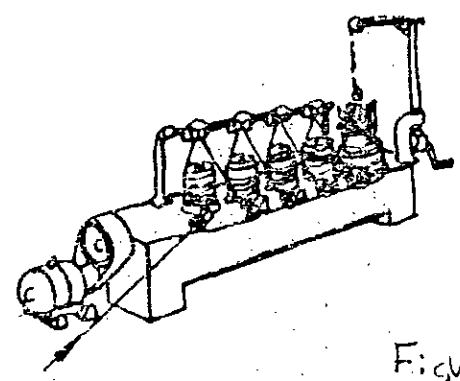
① machine multiple
à glissement

(a) ② machine simple



③ machine multiple Continue (b)

(c) ④ machine multiple à accumulation



Figures 2-3 Different types of wire drawing machines.

CHAPITRE -IV-

CHAPITRE IV : RESTAURATION ET RECRISTALLISATION DES METAUX

La plus grande partie du travail absorbé par la déformation d'un métal se transforme en chaleur (échauffement du métal) alors que la partie restante s'accumule sous forme d'énergie potentielle élevée des atomes chassés de leur état équilibre. Cette accumulation de l'énergie est traduite par l'augmentation de la quantité de défauts d'arrangement cristallin et le renforcement au cours de déformation des contraintes résiduelles. Ceci fait que l'état d'un métal est thermodynamiquement instable. Le chauffage d'un tel métal provoque des processus de restauration et de recristallisation qui rétablissent toutes les propriétés qu'avait le métal avant déformation.[8]

A - RESTAURATION : [9]

Un échauffement jusqu'aux températures relativement peu élevées (^{0,25} 2,5 à 0,3 Tf), déclenche le processus de restauration, terme qui traduit la suppression des microcontraintes et en partie des distorsions du réseau cristallin sous l'effet de la diminution de la densité des imperfections structurales.

Pourtant dans ces conditions, on n'observe pas encore par rapport à l'état écroui, des modifications de structures de ce câble au microscope optique. La restauration s'effectue en 2 étapes ; détente et polygonisation.

a-1 détente.

Elle a lieu aux températures inférieures à 0,2 Tf, lorsque la quantité de défauts ponctuels (lacunes et interstitiels) diminue et les dislocations se redistribuent sans qu'il se forme de nouvelles surfaces de séparation.

Les lacunes et les atomes interstitiels en excès sont observés par les dislocations qui se redistribuent sous l'effet du chauffage.

De plus, les lacunes s'écoulent vers les joints des grains ce qui affaiblit leur concentration. En se rencontrant, les lacunes et les interstitiels se compensent. La

détente supprime également en partie les dislocations (les dislocations de signes opposés s'attirent et s'annihilent).

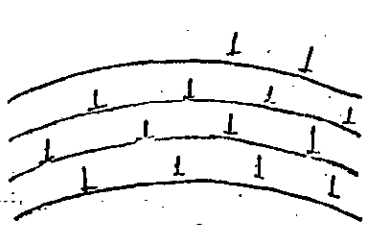
a - 2 b) polygonisation.

C'est une fragmentation des grains en blocs plus petits, légèrement désorientés les uns par rapport aux autres.

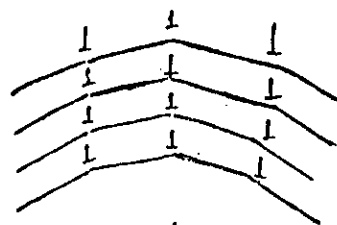
Le processus de polygonisation peut être décrit par le mécanisme suivant : la déformation d'un cristal, sous l'effet de la flexion par exemple produit des dislocation à distribution chaotique dans les plans de glissement. (Fig. VA1a) (figure 4-1d)

Le chauffage qui rend possible l'autodiffusion, forme à partir des dislocations en excès de même signe, une paroi, ce qui conduit à la construction dans un monocristal ou dans les grains d'un polycristal de blocs (polygones) sans dislocation et séparés entre eux par des joints, légèrement désorientés souvent de forme incurvée (Fig. VAb). Le processus de polygonisation de ce type classique a lieu généralement après des déformations peu importantes accompagnées de chauffage à 0,25 ou 0,3 Tf. (figure 4-1b)

Dans les cas courant, la restauration ne modifie pas l'ensemble des propriétés mécaniques (Fig. VA₂-1) (Fig. 4-2a). Cependant, sous l'effet de la restauration, la résistance de certains métaux, entre autre l'aluminium diminue sensiblement alors que leur plasticité augmente (Fig. VA₂2) (Fig. 4-2b), mais leur résistance à chaud augmente. A un moment défini de la polygonisation, la dureté, la limite élastique, la limite de fatigue, ainsi que la plasticité s'améliorent.



- a -



- b -

Figure 4-1) Schematisation du processus de polygonisation.

a. distribution des dislocations apres deformation.

b. formation des joints de grain.

~~FIG 4A1~~

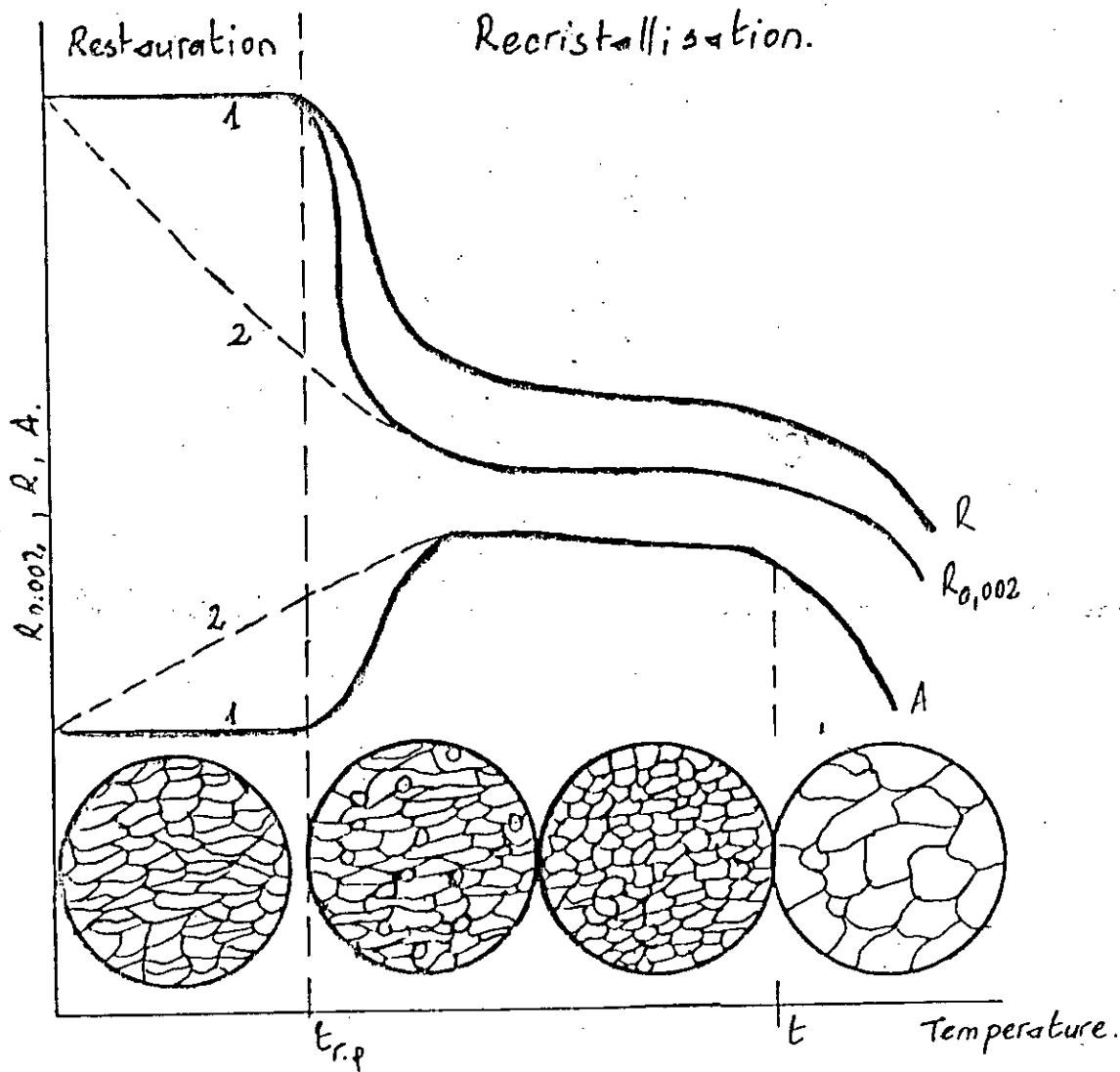


Figure 4-2

~~FIG 4A2~~ Influence du chauffage sur les propriétés mecaniques et la structure d'un metal durci par deformation.

R
E
S
I
S
T
I
V
I
T
E

($10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$)

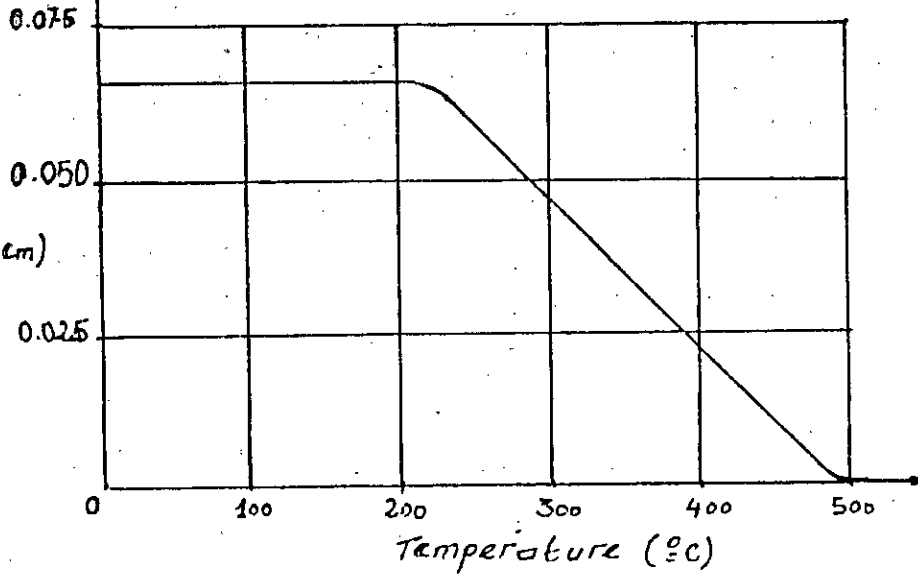
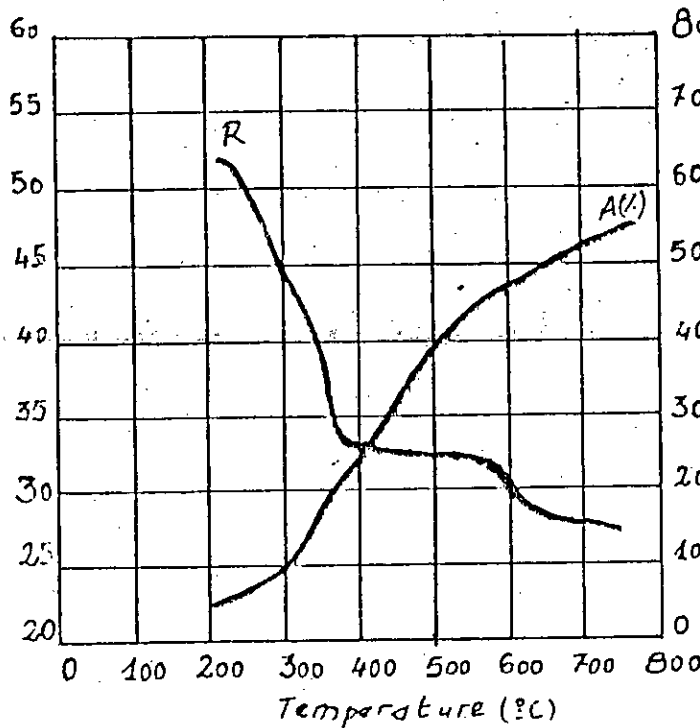


Figure 4-3 Diminution de la resistivite' du cuivre en fonction de la Temperature de recristallisation.

FIG 4-3

C
H
A
R
G
E
A
L
A
R
U
P
T
U
R
E

R (hbar)



A
L
L
O
N
G
E
M
E
N
T
A
L
A
R
U
P
T
U
R
E

A (%)

FIG 4-4

Figure 4-4 Influence de la temperature de recuit sur A et R du cuivre pour des ecreuissages de 50% et des durées de maintien de 15 mn.

La consolidation résulte de la fixation des dislocations mobiles par les atomes des inclusions et dans les parois de dislocations apparues pendant la polygonisation de métal déformé.

Le grossissement des blocs des grains (polygones) avec le temps ou la montée de la température et la suppression des dislocations dans leur volume conduisent à la diminution de la résistance (les blocs de grains peuvent atteindre dans leurs croissances de grandes dimensions ($\approx 10 \mu$) Fig. VA₃ et Fig. VA₄. *figure et figure*

B - RECRISTALLISATION

b-1 ~~2~~ - Recristallisation primaire [10]

La recristallisation est un phénomène de redistribution des atomes dans un assemblage de cristaux entièrement nouveaux. Ces cristaux croissent à partir de très petits germes jusqu'à ce qu'ils se rejoignent et absorbent les parties non encore recristallisées. C'est la cristallisation primaire.

L'énergie nécessaire à la recristallisation provient de la diminution de l'énergie libre qui correspond à la diminution de la concentration des dislocations (Fig II.2.6).

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

Le temps de recristallisation est d'autant plus élevé que la déformation est faible. La température de recristallisation est la température minimale à laquelle le métal doit être recuit pour que la recristallisation se produise en un temps donné.

Figure 4-5 Variation de la taille du grain en fonction du taux d'écroutissage pour un recuit dont la température et le temps sont fixés.

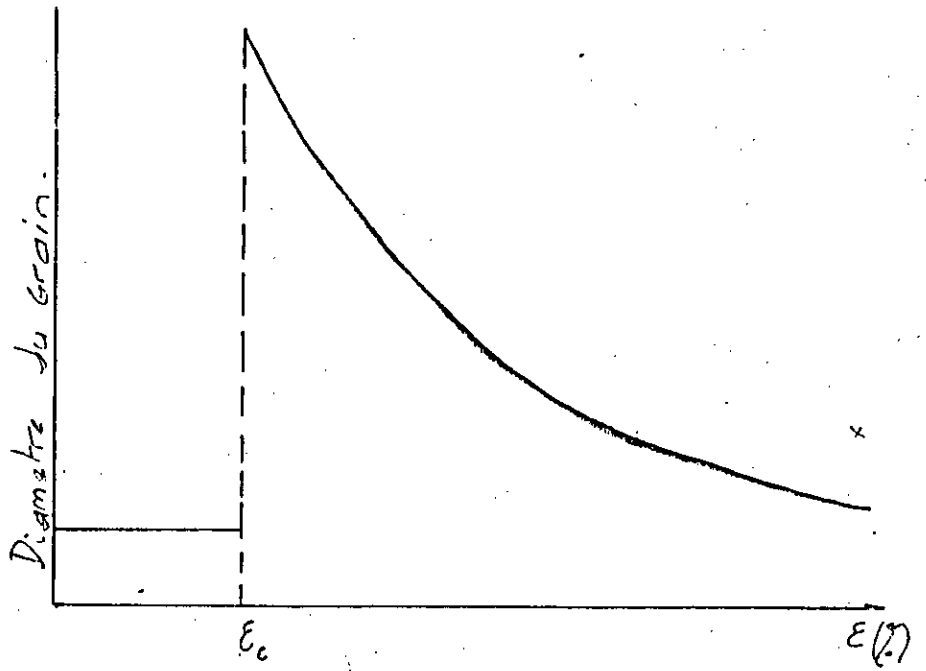


FIG 4B2

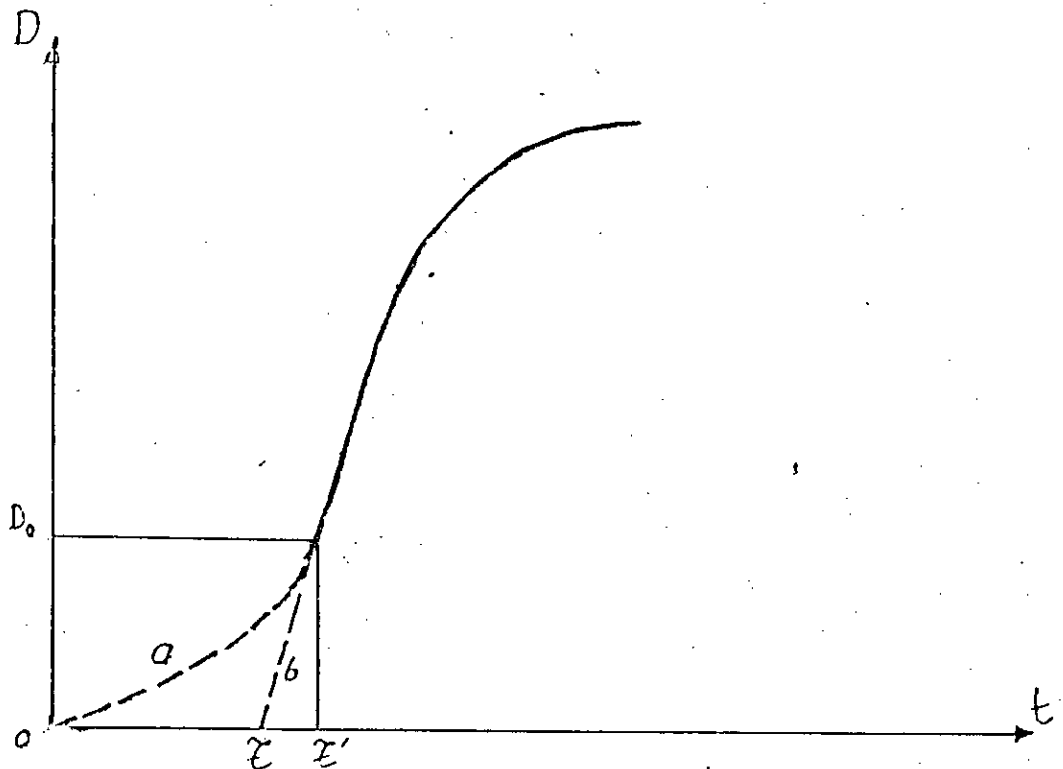


FIG 4B1

Figure 4-6 Croissance d'un grain recristallisé en fonction du temps.

Un écrouissage minimal est nécessaire pour que la recristallisation se produise, il est dit « écrouissage critique ». Cet écrouissage critique est généralement très faible, de l'ordre que de quelques pour cent pour des taux d'écrouissage supérieurs, le nombre de germes augmente, et la recristallisation se termine avec des grains plus nombreux et plus petits. Donc le grain recristallisé est d'autant plus fin que l'écrouissage est plus fort. (Fig. VB₂) (figure 4-5)

Cinétique de la recristallisation primaire.

La déformation plastique fait apparaître dans le métal des régions qui peuvent servir de germe à la recristallisation ou qui sont favorables à la germination de cristaux, dans certaines conditions, le nombre des « sites de croissance » augmente avec le taux d'écrouissage. Au cours du chauffage à une température convenable, un nouveau cristal se développe autour de chaque site de croissance, son rayon croît en fonction du temps suivant la relation $D=G(t-\tau)$ (G : vitesse de germination) comme le montre la figure VB₁. (figure 4-6)

TABLEAU N° 4-1 : Énergie emmagasinée - - -

Métal	Type de déformation	Ecrouissage	Cal/g	% par rapport au travail de déformation
Cuivre	Tensions	0,20	0,07	5
	Torsion	0,26	0,08	7
	Tréfilage	1 - 5	0,3 - 1,5	2
	Compression	0,8	0,34	5
Nickel	Torsion	2,3	0,7	2
Argent	Compression,	0,5	0,06	3
Aluminium	Compression	1,0	0,84	10
Fer	Torsion	0,6	0,66	8

Tableau 1: Energie emmagasinée au cours de l'écrouissage à froid.

b-2 2- Recristallisation secondaire [12]

Lorsqu'on poursuit le recuit après recristallisation totale, cette dernière est suivie d'un remaniement de la structure, au cours duquel, certains grains grossissent au dépend d'autres qui disparaissent. 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.

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

PARTIE
EXPERIMENTALE

CHAPITRE -V-

PARTIE EXPERIMENTALE

Dans ce présent travail nous avons étudié les propriétés mécaniques (essais de traction), les propriétés électriques (mesure de la résistivité électrique), ainsi que l'aspect structurale (étude micrographique). Cette étude a nécessité un échantillonnage de fil machine tréfilé sur plusieurs passes, tout d'abord durs ensuite recuits à 100°C, 200°C, 350°C, 500°C.

Composition chimique du fil machine : $\overset{\text{Cu}}{\text{Cu}}$ électrolytique pur à 99,999 %.

A - ECHANTILLONNAGES

a-1 A1 - PRELEVEMENT DES ECHANTILLONS

Le tréfilage progressif du fil machine a été effectué à l'aide d'une tréfileuse simple et une gamme de filières avec prélèvement d'échantillons à chaque passe.

Les filières sont en carbures de tungstène. Les gammes de filières que nous avons utilisé pour le Cuivre sont les suivants :

TAB LEAU N° 5-1

Nbre de passes	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Ø des filières mm	1,38	1,29	1,15	1,03	0,91	0,81	0,72	0,63	0,57	0,51	0,45

a-2 A2 - PREPARATION DES EPROUVETTES

Les éprouvettes sont des tronçons de fils qu'on a prélevé après chaque opération de tréfilage.

Les mesures de diamètres ont été faites en différents points et dans des directions différentes. Les éprouvettes utilisées dans les essais de traction ont une longueur de 300 mm dont 200 mm de partie utile, alors que les éprouvettes utilisées pour les mesures de la résistivité ont une longueur d'environ 1200 mm dont 1000 mm de partie utile.

a-3. A3 - PREPARATION METALLOGRAPHIQUE DES ECHANTILLONS

Les échantillons sont enrobés à chaud à l'aide d'une presse hydraulique utilisant de la résine.

Le polissage a été utilisé sous un courant d'eau avec du papier abrasif de différents calibres (180-300-600-800-1000), ensuite sur feutre en utilisant de la pâte diamantée fabriquée à partir d'une solution à base d'alumine.

Après nettoyage et séchage des échantillons, on a procédé à l'attaque chimique à l'aide du réactif suivant :

FeCl ₃	5 ml.
Hcl (d=1,19)	50 ml.
C ₂ H ₅ OH (99%)	45 ml.

B - TECHNIQUE EXPERIMENTALE

b-1. B-1 - MESURE DE LA RESISTIVITE ELECTRIQUE.

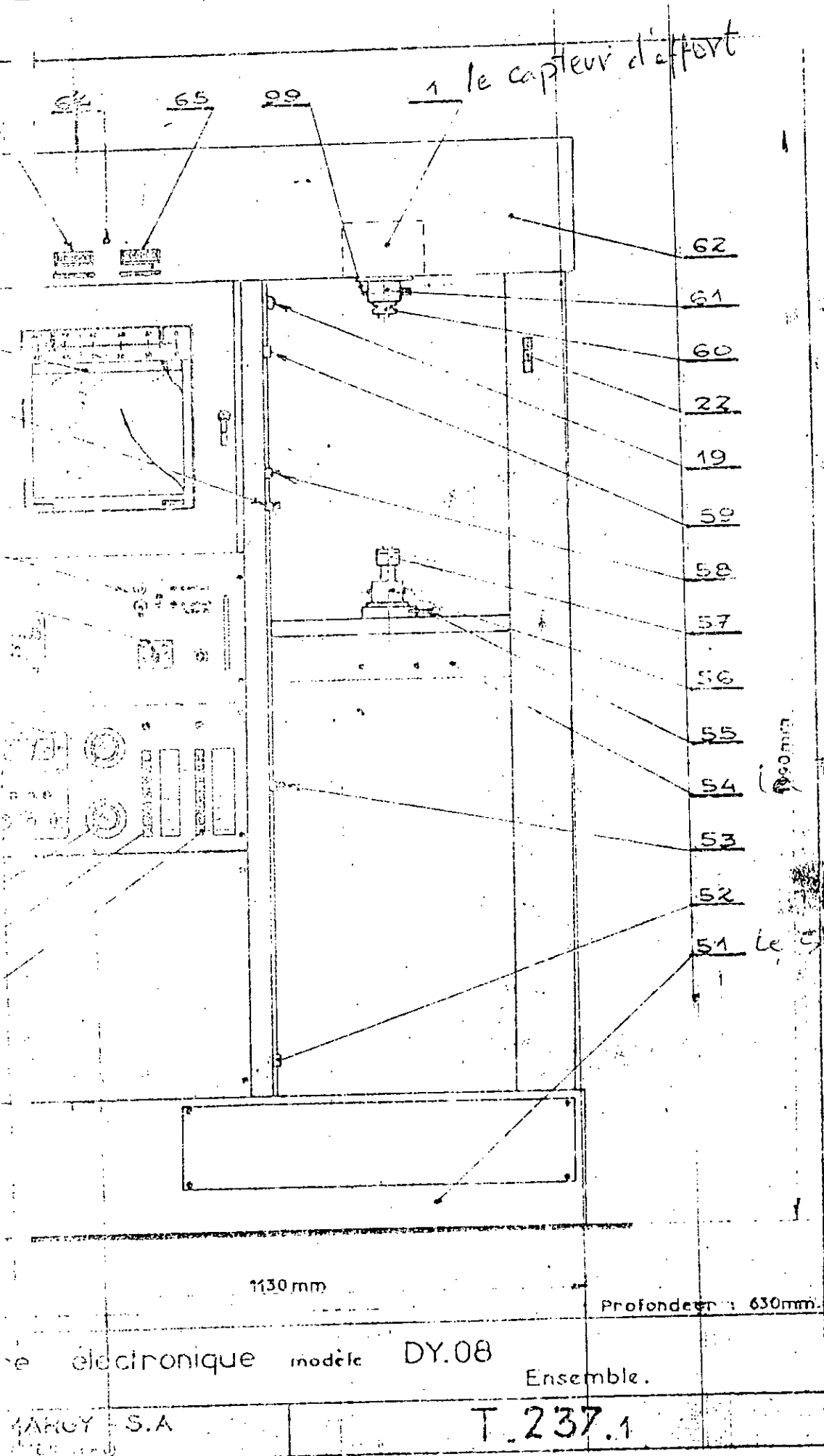
Les mesures de résistivité électrique ont été faite à l'aide d'un pont THOMPSON. La résistance électrique d'une éprouvette de 1000 mm de longueur étant mesurée à la température « t », le résultat est ramené à 20°C, en appliquant une relation de correction :

$$R_{20} = \frac{R_t}{1 + \alpha(t - 20)}$$

R_t : Résistance à la température « t ».

R₂₀ : Résistance à la température de 20°C.

α : coefficient de température égale à 0,00393 deg⁻¹ pour le Cuivre.



Microscope
le schéma

TRaverse

Figure 5-2 Dispositif de traction ³⁶

b - 2 ESSAIS DE TRACTION :

Les essais de traction ont été effectués à l'aide d'un dynamomètre électronique (Modèle Dy.08)

Description de l'appareil :

Cette machine d'essai permet de soumettre des éprouvettes de toutes formes à des essais de traction et de compression ainsi qu'à un grand nombre d'essais spéciaux tels que flexion, adhérence, indentation, extension, etc. par simple adaptation du système d'attache.

Principes généraux de fonctionnement de l'appareil

Bâti et traverse

Un socle (51) incurvé recevant un groupe motovariateur sert d'ancrage à deux vis de forte section. Une assise permet de recevoir éventuellement le capteur d'effort (1).

Un système à colonne rigide relié constitue un bâti-portique indéformable. La poutre supérieure reçoit normalement le capteur ainsi que les mécanismes de commande, d'accouplement et de mesures des allongements.

La traverse (54) est l'élément mobile de la machine, elle contient des dispositifs à rattrapage des jeux se montant sur les vis qui assurent son déplacement parallèle. Elle reçoit les accessoires nécessaires aux différents types essais.

Eprouvette.

La machine est conçue pour recevoir une très large gamme de montages normalisés ou spéciaux nécessaires à la mise en condition d'essai de tous les types d'éprouvette prévues par les normes françaises et étrangères.

Les éprouvettes peuvent être soumises à des essais dans des conditions climatiques différentes de l'ambiante.

Dans ce cas, la machine peut recevoir les accessoires particuliers (chambre thermo-regules etc.).

Une chaîne de mesure comportant un capteur, un pont de mesure amplificateur et un indicateur enregistreur mesure les efforts exercés sur l'éprouvette. Pour l'exécution des essais, l'éprouvette est placée entre un dispositif d'attache solidaire de la traverse (54) et un dispositif d'attaches fixes reliés au bâti de la machine par l'intermédiaire d'un capteur d'efforts.

Le mouvement de la travers est commandé par deux vis (83) de forte section, entraînés par un moteur (6), un variateur (5) (éventuellement un jeu de poulies et courroies multiplicateurs ou réducteurs) couvrant une très large plage de vitesse.

C - RESULTATS

C-1. ~~C1~~ - EVOLUTION DES PROPRIETES DU CUIVRE AU COURS DE L'ECROUISSAGE

*TABIEAU N° 5-2
Récapitulatif des résultats du Cu écroui*

\varnothing Filières mm	\varnothing Fils mm	$\epsilon\% = \frac{s_0 - s}{s_0}$	Rr Kg/mm ²	Re Kg/mm ²	ρ $\mu \Omega$ mm	A%	S mm ²	Charge appliquée Kg/f
1,38	1,37	0	18,1523	7,0880	17,1732	36,55	1,4741	50
1,29	1,295	10,56	18,6014	13,9571	17,2803	2,6	1,3171	50
1,15	1,155	28,92	20,9983	14,5943	17,4651	2,3	1,0477	50
1,03	1,029	43,47	21,6034	18,3515	17,5261	1,40	0,8332	50
0,91	0,905	56,36	15,8483	13,3706	17,5511	1,15	0,6432	50
0,81	0,810	65,04	23,3333	19,3863	17,5623	1,40	0,5153	20
0,72	0,718	72,54	23,9143	21,6565	17,5966	1,25	0,4048	20
0,64	0,635	78,52	23,9867	21,9854	17,6077	1,25	0,3166	20
0,57	0,575	82,39	29,0574	24,3454	17,6269	1,27	0,2596	20
0,51	0,51	86,14	24,0570	21,9954	17,6511	1,15	0,2042	20
0,45	0,445	89,45	27,5481	22,2884	17,6916	0,72	0,1555	20

~~TABIEAU-REGAPITULATIF DES RESULTATS DU CUIVRE ECROUILL~~

c-1-1 a - Evolution de la charge à la rupture

La résistance à la rupture du cuivre augmente sensiblement au cours de la déformation. (Fig. II1a).

Pour les premières passes du tréfilage, l'accroissement relatif est faible, du fait de la faible consolidation, il devient considérablement important après un taux de déformation de 65,04 %, où l'accroissement atteint un taux de 93,11 % jusqu'à la dernière passe.

c-1-2 b - Evolution de l'allongement à la rupture : Fig. II2a

La chute de l'allongement à la rupture est brutale pour la deuxième passe de tréfilage.

On constate une perte de 92,88 % correspondant à une réduction de section du fil de 28,92%.

A partir de 43,47 % de déformation, la chute est moins importante. Ainsi la consolidation du cuivre est considérable aux stades de déformation supérieures à 43,47%.

c-1-3 c - Evolution de la limite élastique : Fig. II3a

La limite élastique augmente au fur et à mesure que le taux d'écroutissage est important. L'accroissement relatif est très important pour les premières passes du tréfilage, jusqu'à un taux de déformation de 62%.

Après 62% de déformation, l'accroissement s'affaiblit et devient presque constant pour le reste des passes.

c-1-4 d - Evolution de la résistivité électrique : Fig. II4a

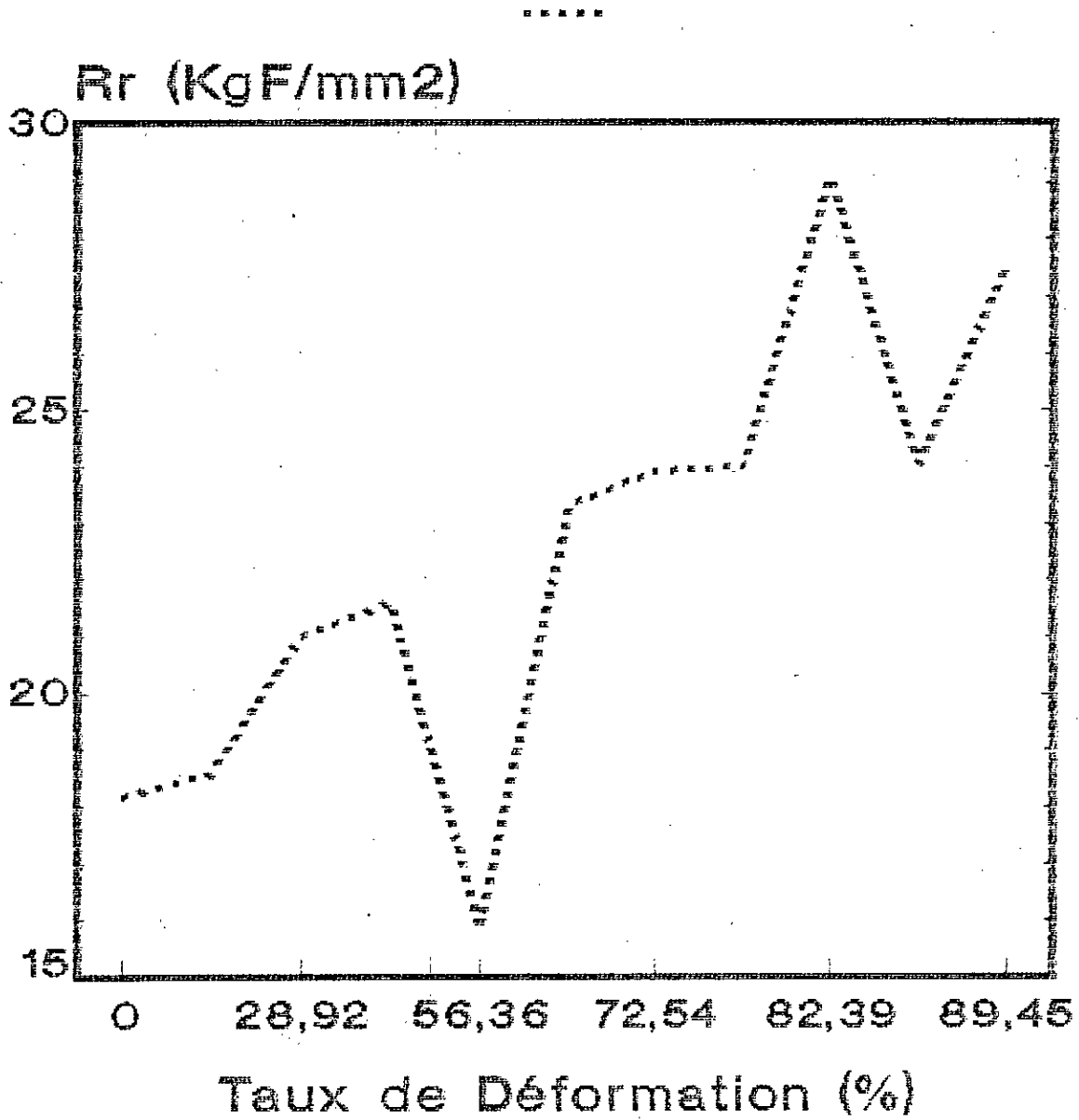
La déformation provoque une augmentation de la résistivité électrique.

L'accroissement de la résistivité électrique est considérablement important jusqu'à une déformation de 38%, après quoi il s'affaiblit jusqu'à 80% de déformation. Aux dernières stades de la déformation il augmente de nouveau.

Nous avons tenu compte des valeurs limites imposées par les normes AFNOR pour les fils durs.

Pour $d > 1 \text{ mm}$, $\rho_{20}^{\text{max}} = 17,931 \cdot \varphi \text{ } \Omega \text{ mm}$

Pour $d < 1 \text{ mm}$, ~~$\rho_{20}^{\text{max}} = 17,758 \cdot \varphi \text{ } \Omega \text{ mm}$~~



—Fig-II-1a

Fig 5-2: INFLUENCE DU TAUX DE DEFORMATION SUR LA RESISTANCE A LA RUPTURE DU CUIVRE

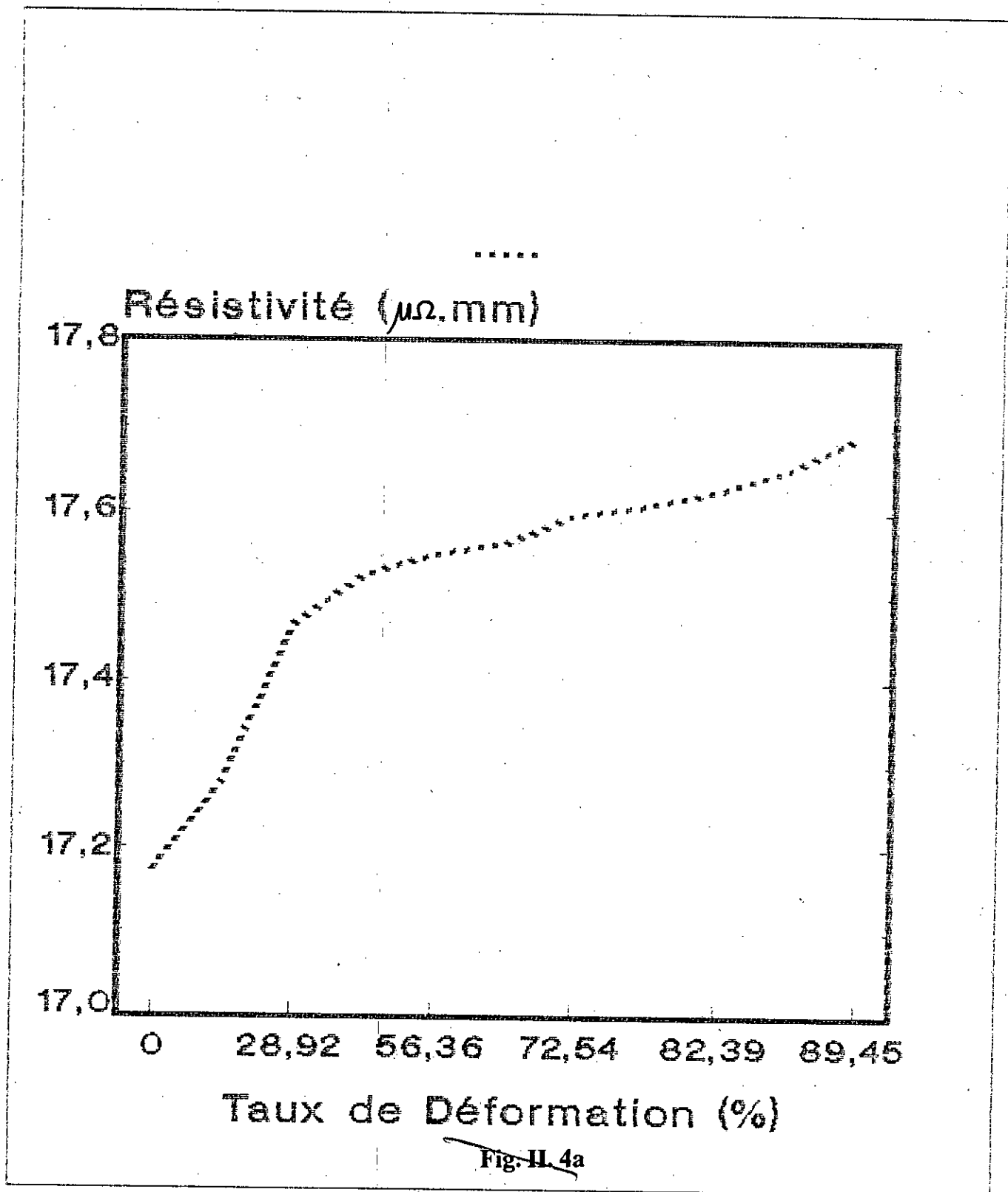


Fig 5-3: INFLUENCE DU TAUX DE DEFORMATION SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE DU CUIVRE

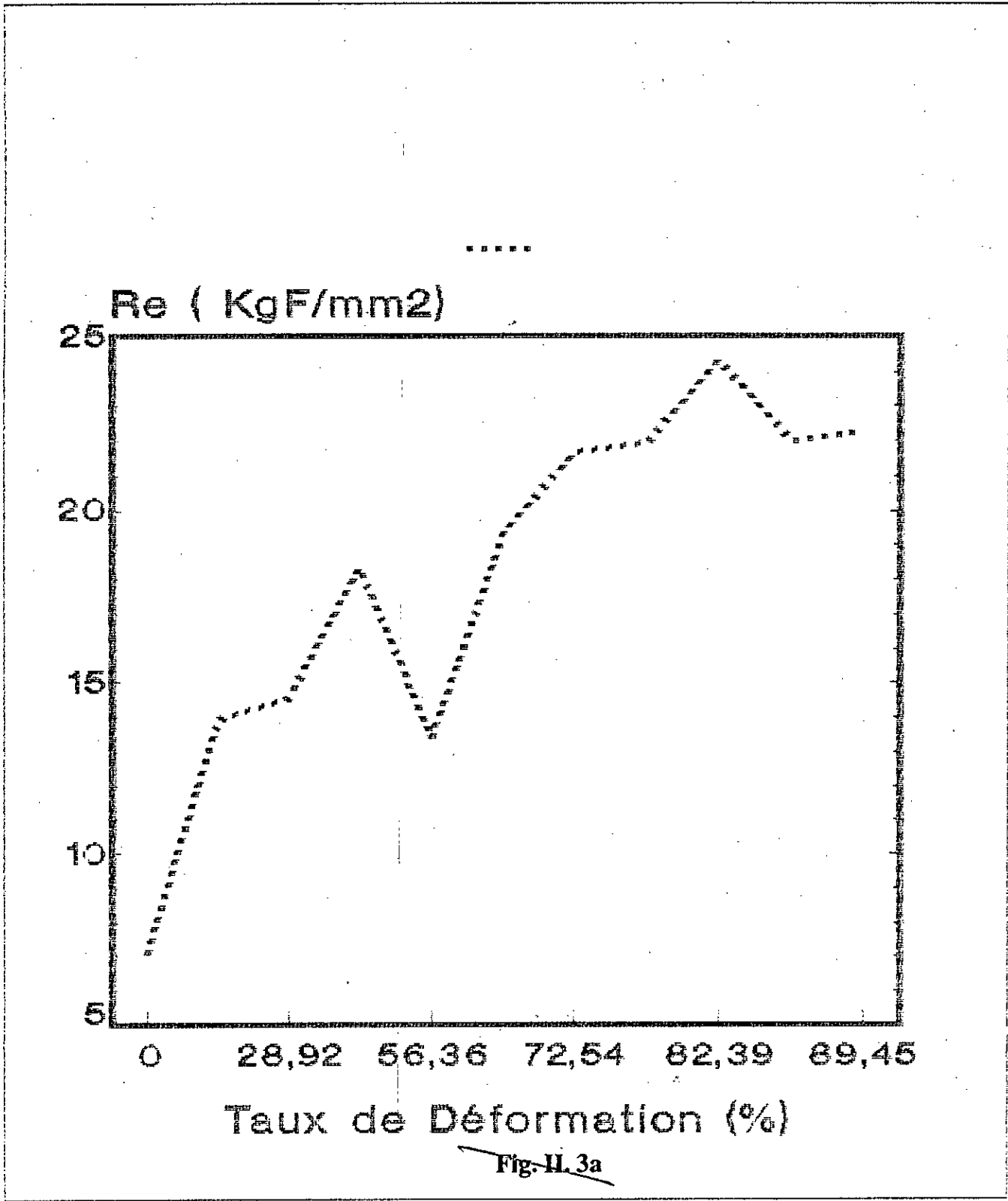


Fig 5-2 INFLUENCE DE LA DEFORMATION SUR LA LIMITE ELASTIQUE DU CUIVRE

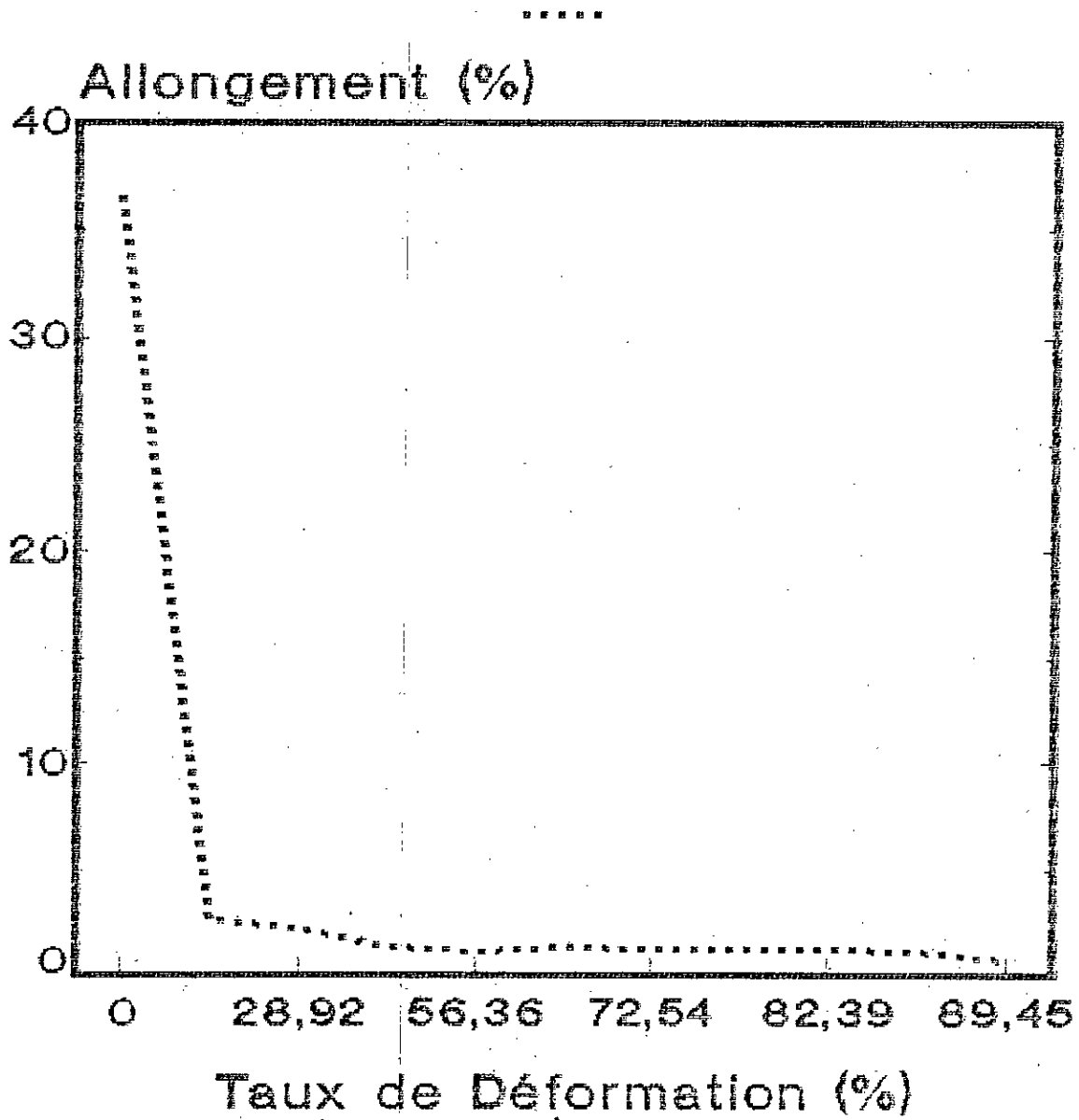


Fig. H. 2a

Fig 5-5 INFLUENCE DU TAUX DE DEFORMATION SUR L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DU CUIVRE

C.A-5 e – Evolution structurale

Nous avons étudié l'évolution structurale des fils de Cuivre, ayant subi des écrouissages successifs et des recuits à différentes températures, au moyen du microscope optique.

Les échantillons à analyser ont été coupés longitudinalement et transversalement afin de voir l'évolution de la structure dans les deux directions, notre choix s'est porté sur les fils déformés à 10,56%, 43,47%, 65,04% et 82,39%.

Pour l'étude des fils recuits, nous avons choisi des échantillons déformés à 43,47% et recuits à des températures de 100°C, 200°C, 350°C et 500°C.

– La structure du fil déformé à 10,56% est fixée comme l'état référentiel (Fig.IIA1 et Fig.IIA2).

– Pour les fils écrouis à 43,47%, une nouvelle structure apparaît. En coupe transversale, les grains commencent à diminuer, tandis qu'en coupe longitudinale les grains commencent à s'allonger Fig.IIB1 et Fig.IIB2.

– A 65,04% de déformation, la structure en coupe longitudinale présente un allongement plus important que le précédent Fig.IIC1 et Fig.IIC2.

– A 82,39% de déformation, la structure est fibreuse et très fine, uniformément répartie et sensiblement parallèle à la direction du tréfilage.

A ce stade de déformation, la résistance à la rupture et la limite élastique sont très importants. Fig.IID1 et Fig.IID2.

– On peut caractériser l'évolution de la structure au cours du tréfilage par le rapport entre la longueur des grains selon l'axe du fil et leur longueur dans le sens transversal. Cette disproportion entre les dimensions longitudinale et transversale croît avec le degré de déformation.



- a -

~~Fig.H-A1~~

degré de déformation 10,56%
(Grossissement 400)



- b -

~~Fig.H-B1~~

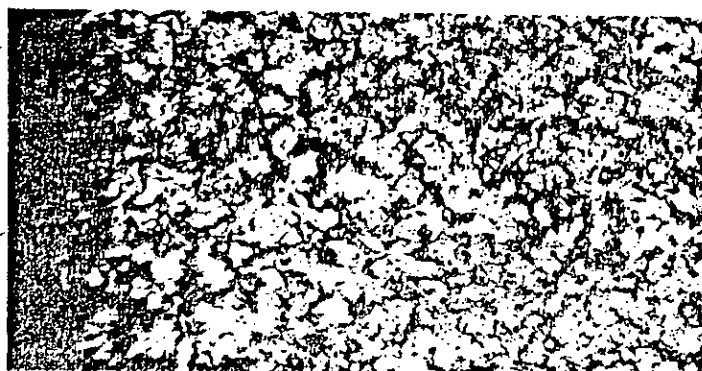
degré de déformation 43,47%
(Grossissement 400)



- c -

~~Fig.H-C1~~

degré de déformation 65,04%
(Grossissement 400)



- d -

~~Fig.H-D1~~

degré de déformation 82,39%
(Grossissement 400)

Fig 5-6 Coupe transversale d'échantillons de cuivre dur



- a -

Fig. II-A2

degré de déformation 10,56%
(Grossissement 400)



- b -

Fig. II-B2

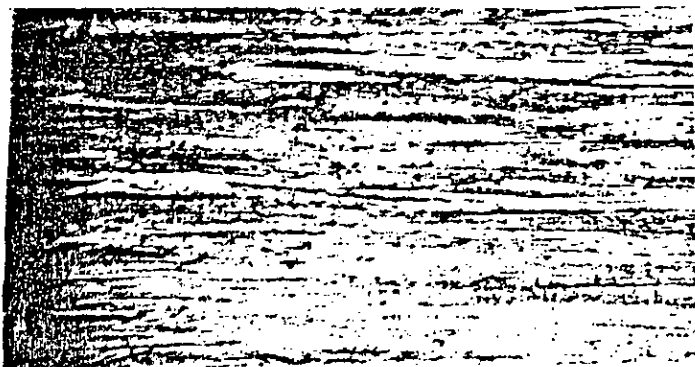
degré de déformation 43,47%
(Grossissement 400)



- c -

Fig. II-C2

degré de déformation 65,04%
(Grossissement 400)



- d -

Fig. II-D2

degré de déformation 82,39%
(Grossissement 400)

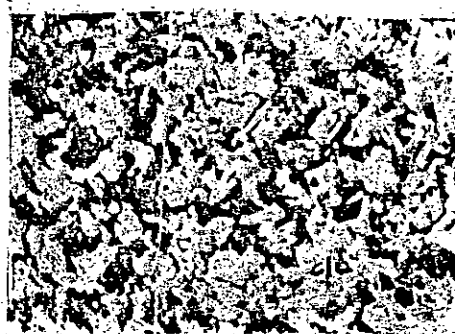
Fig 5-7 : Coupe longitudinale d'échantillons de cuivre dur (ecroui)



- a -
Fig-H-E2
100°C



- b -
Fig-H-F2
200°C



- c -
Fig-H-G2
350°C



- d -
Fig-I-LH2
500°C

Fig 5-8: Coupe longitudinale d'échantillons de cuivre recuits, degré de déformation
43,39%. Grossissement 400 X
43,47%



- a -

Fig. II-E1
100°C



- b -

Fig. II-F1
200°C



- c -

Fig. II-G1
350°C



- d -

Fig. II-H1
500°C

5-9 Coupe transversale d'échantillons de cuivre recuits, degré de déformation 43,39%. Grossissement 400 X

C - 2 ~~2~~ - Influence du recuit sur les propriétés mécaniques et électriques des fils de Cuivre.

Pour étudier l'influence du recuit sur les propriétés mécaniques, électriques et structurales des fils, nous avons effectué le recuit pendant 1 heure de tous les échantillons qui ont subi des écrouissages à différents taux (de la 1ère à la 10ème passe de tréfilage).

Le tableau ci dessous regroupe les résultats obtenus :

TABLEAU 5-3
TABLEAU RECAPITULATIF DU CUIVRE RECUIT A 100°C

Ø Filières mm	Ø Fils mm	S mm ²	$\epsilon\% = \frac{S_0 - S}{S_0}$	Rr Kg/mm ²	Re Kg/mm ²	ρ μ Ω mm	A%
1,38	1,37	1,4741	0	18,15	8,81	17,17	36,55
1,29	1,295	1,3171	10,56	19,8008	13,66	17,27	4,25
1,15	1,155	1,0477	28,92	20,04	14,31	17,44	2,75
1,03	1,029	0,8332	43,47	20,04	16,80	17,48	1,8
0,91	0,905	0,6432	56,36	21,98	-	17,48	-
0,81	0,810	0,5133	65,04	22,20	18,85	17,51	1,6
0,72	0,712	0,4048	72,54	23,46	20,48	17,59	1,52
0,64	0,63	0,3166	78,52	23,72	19,96	17,57	1,43
0,57	0,575	0,2551	82,39	23,72	21,56	17,59	1,33
0,51	0,51	0,2042	86,14	23,98	21,98	17,62	1,37
0,45	0,445	0,1555	89,45	26,198	22,65	17,69	1,37

TABLEAU 5-4

TABLEAU RECAPITULATIF DU CUIVRE RECUIT A 200°C

Ø Filières mm	Ø Fils mm	S mm ²	$\% = \frac{S_0 - S}{S_0}$	Rr Kg/mm ²	Re Kg/mm ²	ρ μ Ω mm	A%
1,38	1,37	1,4741	0	18,1523	8,81	17,17	36,55
1,29	1,295	1,3171	10,56	18,69	11,66	17,22	23,90
1,15	1,155	1,0477	28,92	19,24	13,02	17,22	18,11
1,03	1,029	0,8332	43,47	19,71	14,99	17,28	16,83
0,91	0,905	0,6432	56,36	20,46	-	17,31	-
0,81	0,810	0,5133	65,04	20,80	17,12	17,35	12,16
0,72	0,712	0,4048	72,54	21,20	17,08	17,39	10,56
0,64	0,63	0,3166	78,52	22,11	-	17,42	-
0,57	0,575	0,2551	82,39	22,77	19,11	17,42	8,7
0,51	0,51	0,2042	86,14	23,46	20,87	17,49	5,5
0,45	0,445	0,1555	89,45	24,96	20,99	17,51	5,5

TABLEAU 5-5

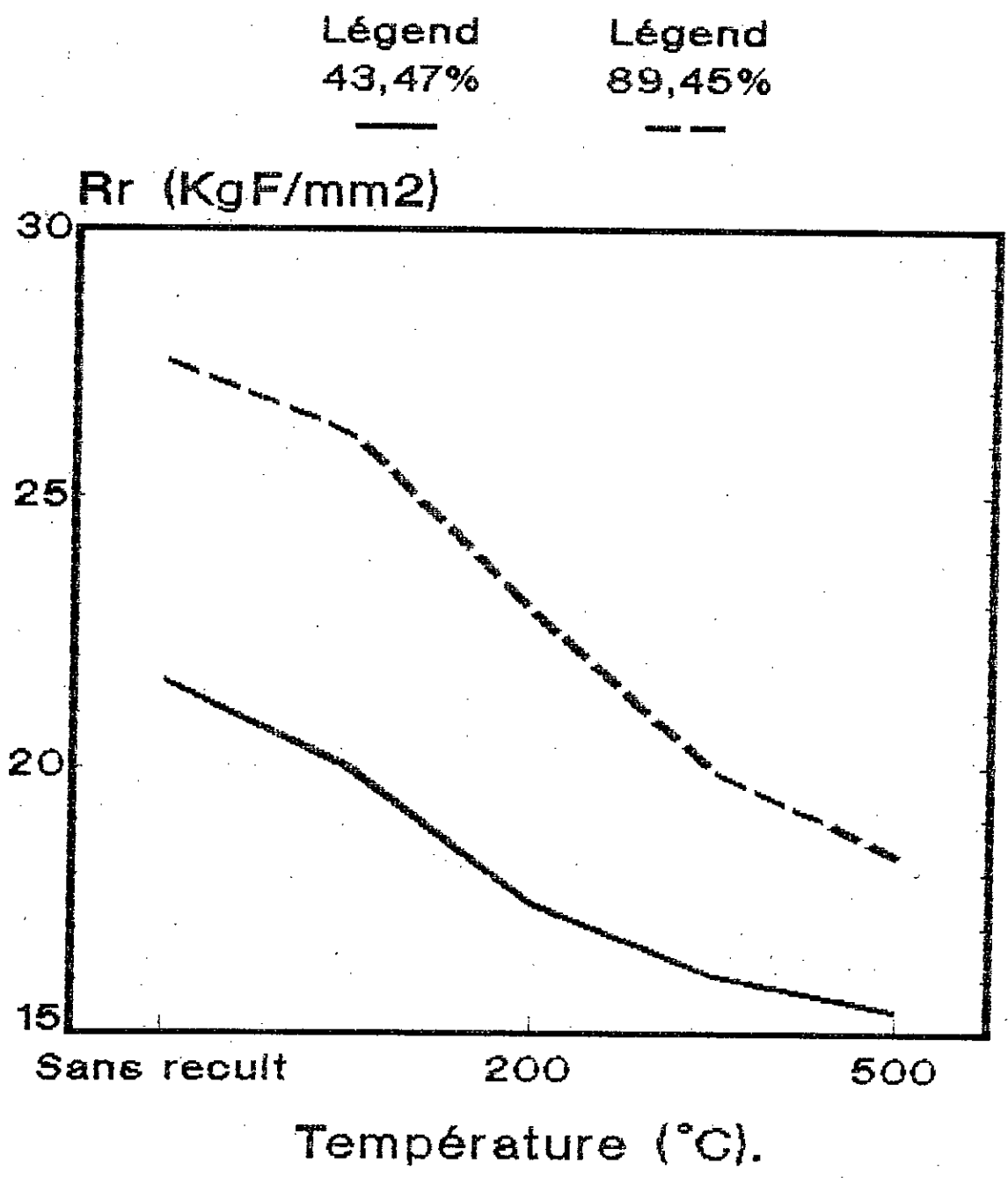
TABLEAU RECAPITULATIF DU CUIVRE RECUIT A 350°C

Ø Filières mm	Ø Fils mm	S mm ²	$\% = \frac{S_0 - S}{S_0}$	Rr Kgf/mm ²	Re Kgf/mm ²	ρ μ Ω mm	A%
1,38	1,37	1,4741	0	18,15	8,81	17,17	36,55
1,29	1,295	1,3171	10,56	17,15	9,02	17,21	34,99
1,15	1,155	1,0477	28,92	-	-	17,21	-
1,03	1,029	0,8332	43,47	18,50	10,47	17,23	33,01
0,91	0,905	0,6432	56,36	19,35	10,11	17,22	33,33
0,81	0,810	0,5133	65,04	18,01	13,39	17,22	28,01
0,72	0,712	0,4048	72,54	19,68	12,3	17,23	28,04
0,64	0,63	0,3166	78,52	20,13	12,19	17,24	19,14
0,57	0,575	0,2551	82,39	21,22	14,97	17,24	22,99
0,51	0,51	0,2042	86,14	20,99	17,02	17,25	21,41
0,45	0,445	0,1555	89,45	20,98	17,94	17,25	21,56

TABLEAU 5-6

TABLEAU RECAPITULATIF DU CUIVRE RECUIT A 500°C

Ø Filières mm	Ø Fils mm	S mm ²	$\epsilon\% = \frac{S_0 - S}{S_0}$	Rr Kg/mm ²	Re Kg/mm ²	ρ μ Ω mm	A%
1,38	1,37	1,4741	0	18,15	8,81	17,17	36,55
1,29	1,295	1,3171	10,56	19,02	9,12	17,18	34,98
1,15	1,155	1,0477	28,92	18,45	8,13	17,17	39,18
1,03	1,029	0,8332	43,47	17,92	8,88	17,16	36,98
0,91	0,905	0,6432	56,36	17,36	-	17,19	28,10
0,81	0,810	0,5133	65,04	18,99	8,16	17,18	33,33
0,72	0,712	0,4048	72,54	18,30	9,11	17,20	35,55
0,64	0,63	0,3166	78,52	19,12	8,54	17,20	38,07
0,57	0,575	0,2551	82,39	17,20	10,98	17,21	34,16
0,51	0,51	0,2042	86,14	18,98	9,05	17,21	30,8
0,45	0,445	0,1555	89,45	17,11	9,	17,23	32,55



~~Fig. II.3~~

Fig. 5.10 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA CHARGE A LA RUPTURE
DU CUIVRE

Légend
43,47%

Légend
89,45%

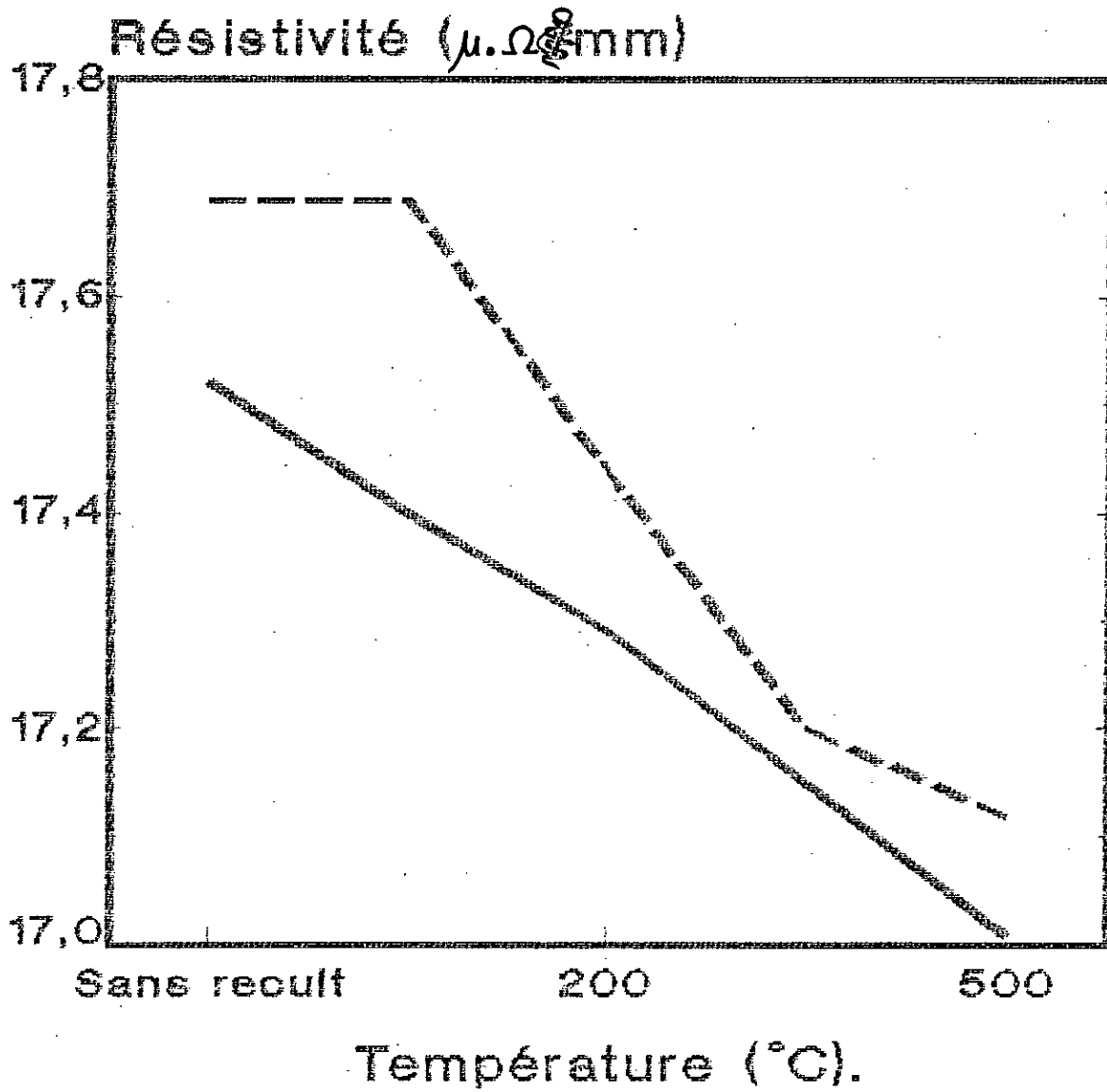
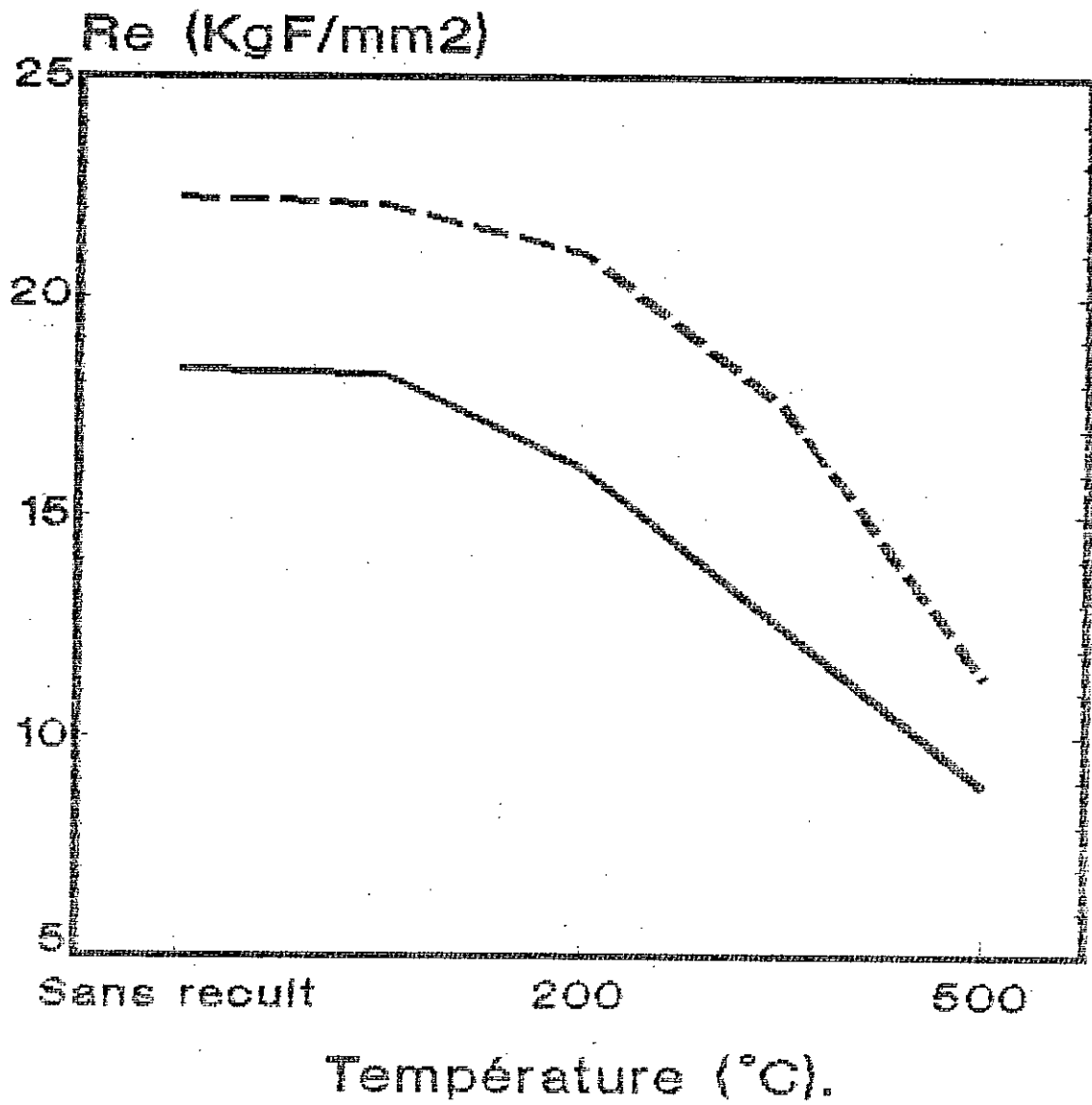


Fig. II. 2

Fig. II. 1 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA RESISTIVITE ELECTRIQUE
DU CUIVRE

Légend
43,47%

Légend
89,45%



~~Fig. H.1~~

Fig 5-12 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA LIMITE ELASTIQUE DU CUIVRE

Légend
43,47%

Légend
89,45%

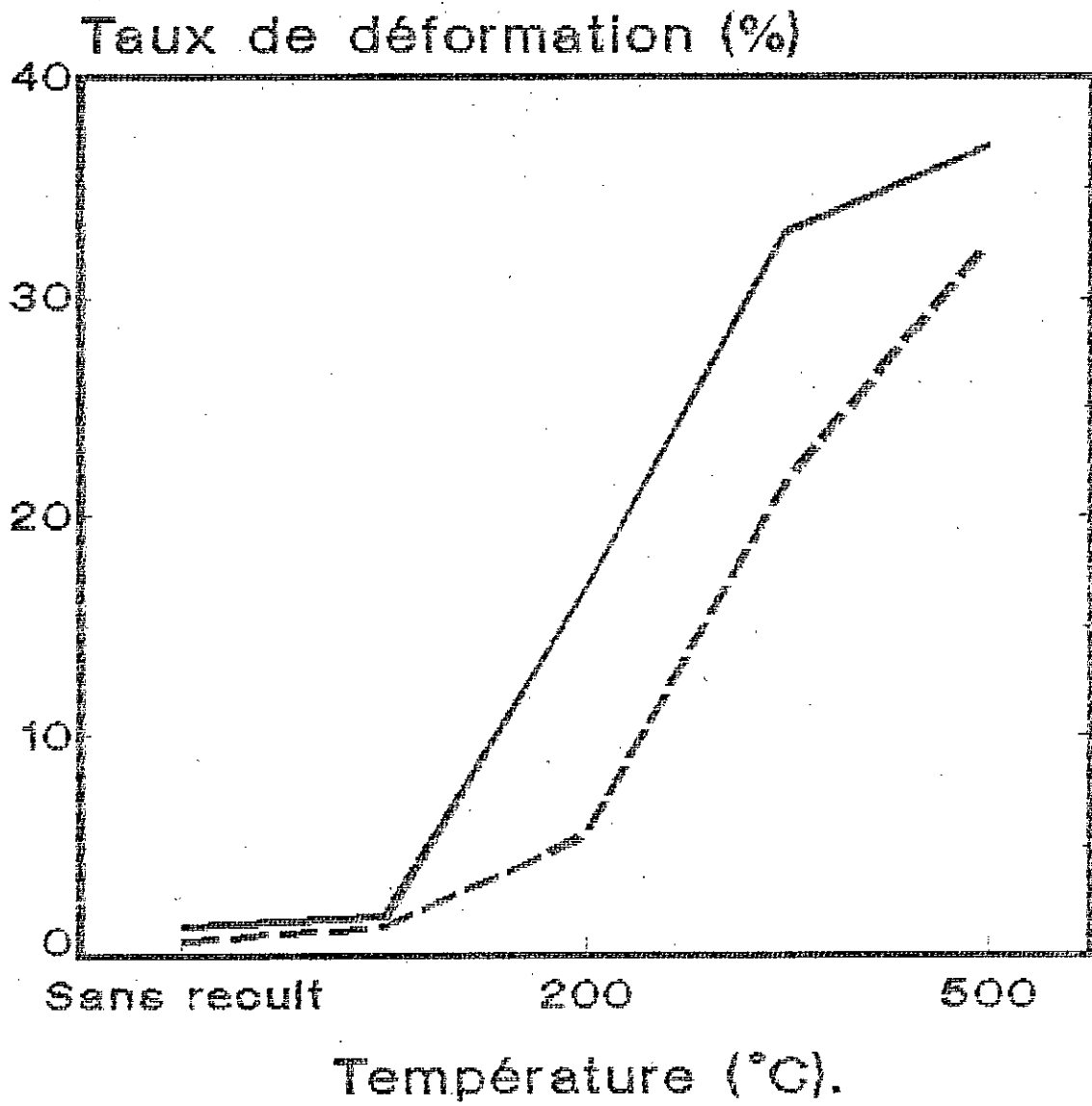


Fig. II.4

Fig 5-12 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR L'ALLONGEMENT A LA RUPTURE DU CUIVRE

C-3 EFFET DU RECUIT SUR LES PROPRIÉTÉS DU CUIVRE.

C-3 -1 a) - Effet sur la charge à la rupture :

Sur la figure II-3, on peut distinguer trois stades de pentes différentes :

- 1er Stade faible pente : (stade de restauration) la résistance à la rupture n'est pas vraiment très sensible au chauffage, car il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts.

- 2eme Stade pente nettement plus forte : (stade de recristallisation primaire) où la charge à la rupture R_r est très sensible à la température de chauffage et décroît rapidement, car la température de recuit supprime pratiquement l'écroutissage et redonne au métal ses caractéristiques initiales.

- 3 eme Stade pente pratiquement nulle : (stade de recristallisation secondaire) où la charge à la rupture ne subit pas de grandes variations.

C-3 -2 b) - Effet sur l'allongement :

- 1 er Stade (restauration) où l'allongement varie très peu.

- 2 eme Stade (recristallisation primaire) : l'allongement augmente brutalement. Cette variation brutale d'allongement se situe entre 150°C et 400°C.

- 3 eme Stade (recristallisation secondaire) : l'allongement retrouve progressivement sa phase initiale et ne subit pratiquement pas de modification.

C-3-3 c) - Evolution de la résistivité électrique :

La Fig. II-2 montre qu'au fur et à mesure que la température augmente il y a diminution de la résistivité électrique.

On voit qu'à 100°C, la résistivité électrique ne subit pas de grand changement, ce n'est qu'à partir de 200°C, qu'elle commence à diminuer doucement, ceci est dû à la disparition des dislocations et l'élimination des défauts.

c-3-4 ~~d~~ - Effet sur la structure :

La photographie de l'échantillon de cuivre déformé à 43,47% et recuit à 350 °c (Fig. II.G.2) montre une structure complètement différente que celle recuit à 20 °c et 100°C, il y a apparition de nouveaux grains de tailles plus petites (recristallisation).

Pour un recuit à 500°C (Fig. II.H2) on observe des grains de tailles beaucoup plus grandes. Le métal a retrouvé son état qu'il avait initialement avant déformation, l'état écroui a disparu.

A 100°C et 200°C, la structure déformé ne subit pas de variation, la taille des grains reste sensiblement constante. (Fig. II.E2 et Fig. II.F2).

c-3-5 ~~e~~ - Effet du recuit prolongé sur la grosseur du grain de Cuivre :

Pour étudier la recristallisation secondaire (coalescence de grains de Cuivre) nous avons effectué sur des échantillons écrouis à 43,47% des recuits ^{avec des} de temps de maintien de 1 heure, 1h20mn, 1h40mn et 2 heures, et ce pour des températures de 350°C et 500°C.

La théorie, analogue à celle de la croissance de bulles de savon prévoit que le diamètre des grains croît comme la racine carrée du temps de recuit; cette prévision est assez bien vérifiée par les microphotographies ~~A3, B3, C3, D3 et E3, F3, G3, H3~~ qui montrent que la croissance des grains de Cuivre se produit spontanément lorsqu'on poursuit le recuit après recristallisation totale. En effet le métal recristallisé possède un excès d'énergie sous forme de joints de grains. La force motrice est alors l'énergie interfaciale des joints. Tout se passe comme dans un ^{ensemble} ~~un~~ ensemble de bulles de savon où les grosses mangent les petites, la force motrice étant due à la pression interne de gaz.

Pour comprendre le processus, considérons un modèle simplifié de grains dans un plan et supposons que l'énergie interfaciale varie peu avec la désorientation (ce qui est le cas pour les joints de grains à forte désorientation) l'équilibre statique est réalisé, tels

qu'aux points triples les joints font entre eux des angles de 120° , de façon à équilibrer les trois forces interfaciales (Fig. 11).

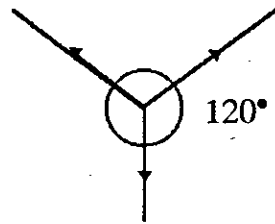


Fig 5-14 Fig. II - Equilibre des tensions interfaciales de 3 grains

Après recristallisation primaire, le métal est constitué de grains de taille et de forme très diverses. Aux point triples les joints ont tendance à former la configuration stable avec des angles à 120° , ce qui provoque une courbure de ces joints Fig.12,

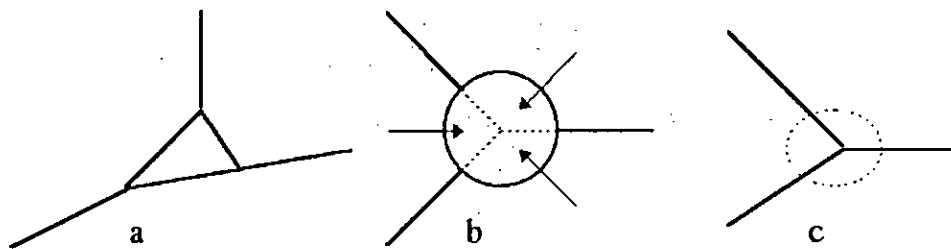


Fig 5-15 Fig.12 - Mécanisme de la croissance des grains

mais ceci accroît leur longueur, l'énergie interfaciale ne peut être réduite que par le mouvement des points triples, qui a lieu dans la direction de leur centre de courbure. Ce modèle mène à la disparition des grains ayant moins de 6 côtés, et à la croissance des grains ayant plus de 6 côtés.

Grossissement 4 x 100

Fig 5.16: Croissance du grain recristallisé du Cu au cours d'un recuit prolongé à T° 500°C



- a -

Fig. E3

T° 500°C

$\epsilon = 43,47\%$

1heure



- b -

Fig. F3

T° 500°C

$\epsilon = 43,47\%$

1h20mn



- c -

Fig. G3

T° 500°C

$\epsilon = 43,47\%$

1h 40mn



- d -

Fig. H3

T° 500°C

$\epsilon = 43,47\%$

2heures

Grossissement 4 x 100

Fig 5-17

Croissance du grain recristallisé du Cu au cours d'un recuit prolongé à T° 350°C



Fig. A3
T° 350°C
 $\epsilon = 43,47\%$
1heure



Fig. B3
T° 350°C
 $\epsilon = 43,47\%$
1h20mn

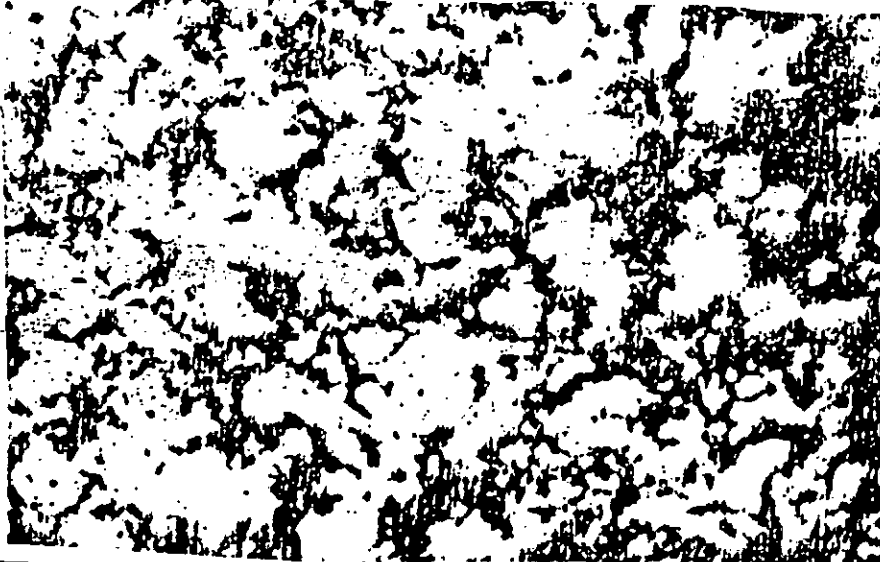


Fig. C3
T° 350°C
 $\epsilon = 43,47\%$
1h 40mn



Fig. D3
T° 350°C
 $\epsilon = 43,47\%$
2heures

CHAPITRE -VI-

CHAPITRE VI : INTERPRETATION DES RESULTATS

Comportement du cuivre au cours de l'écrouissage par tréfilage.

Au cours de l'écrouissage par tréfilage, la déformation du cuivre 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 l'axe $\langle 110 \rangle$.

L'allongement des grains est suivi de leur rotation autour de l'axe du fil, ainsi la direction $\langle 111 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ tendent à se rapprocher peu à peu de l'axe du fil. De ce fait, il en résulte une fragmentation des grains, suivi de leur allongement suivant la direction de la contrainte appliquée.

Ainsi il y a formation d'une texture de déformation.

La déformation par tréfilage entraîne une augmentation de la résistivité électrique, de la résistance à la rupture, de la limite élastique, ainsi qu'une diminution de l'allongement à la rupture. Ceci s'explique par le fait que l'application d'une contrainte engendre l'augmentation de la densité des dislocations, et par suite des interactions de ces dernières entre elles, une forte proportion se trouve bloquée dans le cristal sous forme de blocs d'empilements; 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 des dislocations (d'obstacles).

D'autres part une partie du travail mécanique appliquée et dissipée sous forme de chaleur, alors que l'autre partie est emmagasinée sous forme d'énergie de défaut qui est liée aux déviations des dislocations.

Autrement dit, plus cette énergie est faible, plus les dislocations sont stables, c'est-à-dire difficiles à déplacer, ce qui est le cas du Cuivre et c'est pour cette raison que les propriétés mécaniques n'ont évoluées qu'au cours de la recristallisation.

Comportement au cours de la recristallisation :

Le métal étudié au cours du recuit, tend vers l'état de plus grande stabilité thermodynamique, après un écrouissage par tréfilage, le recuit de recristallisation a

pour effet de restituer au Cuivre sa structure qui a été altérée, et d'améliorer ses produits mécaniques et électriques qui ont été modifiés.

Lors de la recristallisation, le passage de la structure de déformation à la structure de recristallisation se traduit par la formation de nouveaux grains, disposés aléatoirement et désorientés les uns par rapport aux autres. L'hétérogénéité de la taille des grains de Cuivre est probablement due à la dissémination des inclusions (oxydes ou impuretés présentes) qui entravent le grossissement des grains en modifiant leur cinétique.

Les modifications des propriétés électriques et mécaniques du métal se traduisent par une diminution de la résistivité électrique, de la résistance à la rupture et de la limite élastique, et avec l'augmentation de l'allongement à la rupture. Ceci s'explique par l'élimination des lacunes, et par la réduction de la densité des dislocations.

Relation entre la taille du grain recristallisé et la déformation.

Il est recommandé d'admettre pour analyser ce processus que l'énergie emmagasinée sous forme élastique, par les dislocations au cours de l'écroutissage, est la force motrice pour la formation et la croissance des germes de recristallisation, et que la germination est plus facile dans les régions les plus écrouties de la matrice.

En effet, la croissance des germes issus de cellules d'écroutissage ou sous grains, se produit essentiellement à la limite des hétérogénéités d'orientations de la structure écroutie (anciens joints de grains, bande de déformation précipités ou inclusion...).

Après un faible écroutissage : dans les métaux à forte énergie de défauts d'empilement comme l'Al et ses alliages, la restauration a lieu en premier, et en diminuant l'énergie emmagasinée, elle réduit la force motrice nécessaire pour la formation des germes, de sorte qu'il ne se forme qu'un très petit nombre de germes dans toute la matrice écroutie. Ce phénomène retarde considérablement la recristallisation finie.

Dans les métaux à faible énergie de défauts d'empilement tel que le Cuivre, l'absence de restauration laisse la force motrice entièrement disponible pour la formation des germes de recristallisation. En conséquence le nombre de germes qui peuvent croître est important, et la taille finale des grains diminue.

Après un fort écrouissage : la recristallisation se produit aussi bien dans l'Aluminium que dans le Cuivre. Cependant dans le Cuivre, la présence d'inclusion, d'oxydes (Cu_2O) est un paramètre favorisant la germination. [13].

Du fait que ces inclusions ne présentent pas les mêmes caractéristiques de plasticité que la matrice, des glissements supplémentaires sont donc nécessaires pour adapter la déformation générale de la matrice au voisinage de l'inclusion. Par conséquent la région entourant l'inclusion peut être le siège de formation de bandes de déformation et se trouve donc plus écrouis pour être un site préférentiel de germes de recristallisation.

[14]

CHAPITRE -VII-

CONCLUSION

Les résultats obtenus montrent que la déformation à froid par tréfilage engendre une consolidation du Cuivre.

Cette consolidation se traduit par la formation de texture fibreuse parallèle à l'axe de la déformation, par l'augmentation de la résistivité électrique et par une baisse de la ductilité.

Ces effets sont d'autant plus marqués que le degré d'écroutissage est plus élevé.

Lors de la recristallisation, la texture fibreuse, antérieurement déformée, 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 avec une montée en température ou une durée de maintien prolongée.

Cela aurait été beaucoup bénéfique si l'évolution structurale du Cuivre au cours de l'écroutissage et au cours de la recristallisation a été suivie à l'aide d'un microscope électronique à transmission, malheureusement cela n'a pu être mis en oeuvre faute de moyens.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- 1] – J. BENARD }
J. PHILIBERT } – METALLURGIE GENERALE
J. TALBOT }
- [2] – TECHNIQUE DE L'INGENIEUR M240.1
- [3] – CHAUSSIN-HILLY : ALLIAGES METALLIQUES
- [4] – MISE EN FORME DES METAUX ET ALLIAGES
B. BAUDELET / P. PARNIERE. / G. SERTOUR / A. ZAOUI
- [5] – G. SADA, A. ZAOUI
L'ETAT METALLIQUE – DEFORMATION PLASTIQUE.
- [6] – INTERFACES et SURFACES EN METALLURGIE
G. MARTIN . J. LEVY . J. OUDAR. . G. SAINTFORT
- [7] – ETUDE DE LA PLASTICITE et APPLICATION AUX METAUX
B. JAOL.
- [8] – PRECIPITATION EN VIEILLISSEMENT
TECHNIQUE DE L'INGENIEUR M 240. D. ADENIS
- [9] – MATERIALS SCIENCE and ENGINEERING 1978
P. MERLE. ; F. FOUQUET.
- [10] – ELIMINATION DE L'ECROUISSAGE et SES CONSEQUENCES.
F.R. BOUTON. Deuxième Colloque « MECANIQUE et METALLURGIE »
- [11] – RECRISTALLISATION et TEXTURE – MAJOLIN.
- [12] – LEIRIS – METALLURGIE SPECIAL +2