

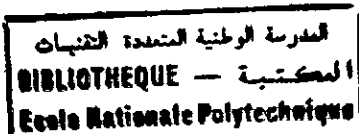
7/98

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

## Ecole Nationale Polytechnique

Département : METALLURGIE



### MEMOIRE DE FIN D'ETUDE

Pour l'obtention du diplôme  
d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

#### Thème

***Optimisation du traitement thermique  
de durcissement structural  
d'un alliage de cuivre***

Proposé et dirigé par :  
Mme N. KECHOUD

Etudié par :  
Mr Nacer LATROUS

PROMOTION : SEPTEMBRE 1998

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

## Ecole Nationale Polytechnique

Département : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

### MEMOIRE DE FIN D'ETUDE

Pour l'obtention du diplôme  
d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

#### Thème

*Optimisation du traitement thermique  
de durcissement structural  
d'un alliage de cuivre*

Proposé et dirigé par :  
Mme N. KECHOUD

Etudié par :  
Mr Nacer LATROUS

PROMOTION : SEPTEMBRE 1998

# Remerciements

Je remercie très chaleureusement Madame N. KECHOUD, ma promotrice, pour tous ses conseils profitables et pour le vif intérêt qu'elle a accordé à ce travail. L'occasion se présente pour saluer cette dame aux qualités professionnelles exemplaires.

Je suis reconnaissant aux enseignants de notre département pour la formation qu'ils nous ont donné.

Je prie Mr Y. MADI et mon frère Ahcène de trouver dans ce mémoire mon estime et profonde reconnaissance pour leur précieuse aide.

Je remercie aussi mon cousin Noureddine pour son soutien.

Enfin, j'adresse mes remerciements à tous les membres du jury qui auront à examiner ce travail.

# Sommaire

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

<b>INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	
<b>I- Cuivre et alliages</b>	<b>3</b>
I-1. Cuivre	3
I-2. Alliages de cuivre	4
I-2-1. Les laitons (Cu-Zn)	5
I-2-2. Les bronzes (Cu-Sn)	6
I-2-3. Les cupro-aluminiums (Cu-Al)	6
I-2-4. Autres alliages de cuivre	7
I-3. Cuivre faiblement alliés	7
<b>II- Alliages de cuivre à durcissement par précipitation</b>	<b>9</b>
II-1. Alliages à conductivité électrique élevée et caractéristiques mécaniques modérées	10
II-2. Alliages à conductivité électrique élevée et caractéristiques mécaniques moyennes	12
II-3. Alliages à basse conductivité électrique et hautes caractéristiques mécaniques	13
<b>III- Les traitements thermiques des alliages de cuivre</b>	<b>15</b>
III-1. Les traitements thermiques des alliages fortement alliés	15
III-2. Les traitements thermiques des alliages faiblement alliés	16
III-2-1. Trempe et revenu	17
III-2-2. Effet de la température de revenu ( $T_R$ ) et du temps de revenu ( $t_R$ )	19
<b>IV- Précipitation structural et durcissement associé</b>	<b>24</b>
IV-1. Cinétique de la précipitation	24
IV-2. Morphologie des précipités	28
IV-3. Localisation et croissance des précipités	29
IV-4. Mécanisme de la décomposition de la solution solide	31
IV-4-1. Précipitation généralisée ou homogène	31
IV-4-2. Précipitation localisée ou hétérogène	34
IV-5. Evolution des propriétés mécaniques	35

## CHAPITRE II: TECHNIQUES EXPERIMENTALES

I- Prélèvement des échantillons sur la roue élaborée par coulée et sur la roue de référence	40
II- Analyse chimique	40
III- Traitement thermique de durcissement structural	40
IV- Mesure de la dureté	43
V- Observation micrographique	45

## CHAPITRE III: RESULTATS ET INTERPRETATIONS

I- Analyse chimique	47
II- Dureté	48
II-1. Effet de la température de revenu ( $T_R$ ) et du temps de revenu ( $t_R$ )	48
II-2. Influence de la température de mise en solution ( $T_M$ )	51
II-3. Effet du temps de mise en solution ( $t_M$ )	53
III- Microstructure	56
Conclusion générale et recommandations	63

## Annexes

Annexe I: Diagrammes d'équilibres	65
Annexe II: Résultats des essais de dureté	69
Références bibliographiques	71

# Liste des figures présentées

الدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

## CHAPITRE I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Fig.1: Diagramme d'équilibre Cu-Cr. _____	10
Fig.2: Ductilités comparées des alliages cuivre-zirconium et cuivre chrome. _____	12
Fig.3: Allure du diagramme d'équilibre d'un alliage à durcissement structural. _____	17
Fig.4: Variation des propriétés (dureté Brinell $H_B$ , résistance à la rupture $R$ , limite d'élasticité $E$ , allongement $A\%$ et conductibilité élastique $C\%$ ) d'un cupro-beryllium à 2,2% Be, état laminé et trempé à 750°C, en fonction de la température de revenu pour un maintien de 4h à la température. _____	20
Fig.5: Variation de la dureté Vickers $H_V$ en fonction du temps de maintien à la température, pour différentes température de revenu, sur un cupro-chrome à 1% Cr trempé à 1050°C. _____	21
Fig.6: Diagramme d'équilibre A-B. _____	25
Fig.7: Diagramme d'enthalpie libre composition des phases $\alpha$ et $\beta$ . _____	26
Fig.8: Diagramme T.T.T d'une transformation de précipitation. _____	27
Fig.9: Migration de l'élément $\beta$ lors de la précipitation d'un composé à partir d'une solution sursaturée. _____	28
Fig.10: Stade de la précipitation généralisée. _____	32
Fig.11: Variation de la charge de rupture au cours du revenu d'un solution solide sursaturée. _____	36
Fig.12: Variation de la dureté en fonction du temps et de la température de revenu. _____	38

## CHAPITRE II: ETUDE EXPERIMENTALE

Fig.13: Principe de l'essai de dureté Rockwell. _____	44
---	----

## CHAPITRE III: RESULTATS ET INTERPRETATIONS

Fig.14: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à 950°C après une heure _____	49
Fig.15: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à 1000°C après une heure _____	50
Fig.16: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à 1000°C après une demi-heure _____	51

<b>Fig.17:</b> Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu, pour des mises en solution de 950°C et 1000°C pendant une heure respectivement et un revenu à 500°C	52
<b>Fig.18:</b> Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu, pour des temps de mise en solution d'une heure et d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C	53
<b>Fig.19-a:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue de référence (x 50)	56
<b>Fig.19-b:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue de référence (x 200)	56
<b>Fig.20-a:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant deux heures (x 50)	58
<b>Fig.20-b:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant deux heures (x 100)	58
<b>Fig.21-a:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant trois heures (x 50)	59
<b>Fig.21-b:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant trois heures (x 100)	59
<b>Fig.22-a:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant deux heures (x 50)	59
<b>Fig.22-b:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant deux heures (x 100)	59
<b>Fig.23-a:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant quatre heures (x 50)	60
<b>Fig.23-b:</b> Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subit une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant quatre heures (x100)	60
<b>Fig.24:</b> Corrélation entre la dureté et la microstructure	61

## ANNEXES

### ANNEXE I:

<b>Fig.25:</b> Diagramme d'équilibre cuivre-zinc	65
<b>Fig.26:</b> Diagramme d'équilibre cuivre-étain	66
<b>Fig.27:</b> Diagramme d'équilibre cuivre-Aluminiums	66
<b>Fig.28:</b> Diagramme d'équilibre cuivre-chrome	67
<b>Fig.29:</b> Diagramme d'équilibre cuivre- béryllium	68

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

# Introduction générale



# Introduction générale

Le soudage par points, des tubes d'aciers, réalisé dans l'unité ANABIB est assuré par une roue d'électrode "NEWCOR – LAT 1.5", importée actuellement de l'étranger, dont l'alliage de base est le cuivre. Cet alliage, outre une bonne conductibilité électrique, doit avoir une grande résistance mécanique pour éviter toute déformation de la roue suite à la pression de serrage qu'elle exerce sur les tubes à souder.

Une roue à base de cuivre allié au chrome ayant été localement élaborée par coulée, nous nous proposons dans le cadre de ce travail de lui faire acquérir certaines caractéristiques, à savoir dureté et microstructure, qui se rapprochent le plus de celles de la roue de référence sus-citée.

L'alliage Cu-Cr étant un alliage trempant, à durcissement structural, nous nous sommes attachés à réaliser divers traitements thermiques de mise en solution – trempe – revenu sur des échantillons prélevés sur la roue élaborée; la mesure de la dureté et l'observation micrographique des échantillons ainsi traités, confrontées à celles des échantillons prélevés sur la roue de référence, nous permettront d'optimiser le traitement thermique conférant au mieux, à l'alliage élaboré, les caractéristiques recherchées.

Le présent rapport, regroupant l'essentiel de notre étude, se présente sous forme de trois grands chapitres:

- **chapitre I**, où se résume notre étude bibliographique portant tant sur le cuivre et ses alliages que sur leurs traitements thermiques, ainsi que sur le mécanisme de durcissement.
- **chapitre II**, chapitre consacré à la partie expérimentale, où nous rapportons les différentes méthodes d'investigations utilisées au cours de notre étude.
- **chapitre III**, dans ce chapitre sont dégagés les différents résultats obtenus ainsi que leurs interprétations.

# CHAPITRE I

## ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

# I- Cuivre et alliages:

## I-1. Cuivre:

Le cuivre est un élément chimique du premier groupe de la classification de Mendeléeïv, son numéro atomique est 29, sa masse atomique est 63,54, sa densité est de 8,94 grs/cm<sup>3</sup>. Son réseau cristallin est cubique à faces centrées à équidistance  $a=3,6074 \text{ \AA}$ , et sa température de fusion est de 1083°C [1, 2, 3].

On distingue trois catégories principales de cuivre suivant la présence ou non d'oxygène et son mode d'élimination:

**-Le cuivre contenant de l'oxygène (Cu / a):** Ce cuivre possède une haute conductivité électrique et thermique. La teneur minimale en cuivre est de 99,90% [2, 3, 4, 5].

**-Le cuivre désoxydé avec désoxydant résiduel (Cu / b):** Ce cuivre possède une conductivité électrique moins bonne que celle de la nuance Cu/a. Il contient au moins 90,90% de cuivre, entre 0,013 et 0,050% de phosphore (Cu/b<sub>1</sub>) ou entre 0,004 et 0,012% (Cu/b<sub>2</sub>) [2, 3, 4, 5].

**-Le cuivre exempt d'oxygène (Cu / c):** Ce cuivre possède la particularité de réunir les avantages des deux catégories ci-dessus. Il contient au moins 99,95% de cuivre (Cu/c<sub>1</sub>) ou 99,99% (Cu/c<sub>2</sub>) [2, 3, 4, 5].

L'oxygène et le phosphore sont deux impuretés qui jouent un rôle important dans le cuivre:

- L'oxygène présent dans le cuivre sous forme d'oxydules (Cu<sub>2</sub>O), forme pour 0,4% d'oxygène un eutectique. Cet eutectique se solidifiant aux joints de grains, conduit à une grande fragilité lors de chauffage en atmosphères réductrices.

- Le phosphore provenant du phosphore de cuivre lors de la désoxydation du cuivre abaisse les conductibilités électriques et thermiques [2, 3, 4, 5].

## I-2. Alliages de cuivre:

Les alliages de cuivre possèdent de hautes propriétés mécaniques et résistent bien à l'usure et à la corrosion.

On distingue trois groupes essentiels des alliages de cuivre:

1. Laitons, composés de cuivre et de zinc.
2. Bronzes, composés de cuivre et d'étain.
3. Cupro-aluminiums.

Les diagrammes d'équilibres<sup>1</sup> Cu-X (X=Zn, Sn, Al) présentent tous des solutions solides de trois types, comme le montre le tableau 1 [3].

**Tableau 1: Structures et types des solutions solides [3].**

↓ % X croissant ↓	sol. sol $\alpha$	C. F. C	Malléable	
	Sol. sol $\beta$	C. C	Malléable	CuZn Cu <sub>5</sub> Sn Cu <sub>3</sub> Al
	sol. sol $\delta$	cubique à 52 atomes par maille	Très fragile	Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub> Cu <sub>4</sub> Sn Cu <sub>9</sub> Al

<sup>1</sup> Ces diagrammes sont présentés en annexe I.

### **I-2-1. Les laitons (alliages CuZn, 5 à 45% de Zn):**

On donne le nom de laitons aux alliages doubles ou à composants multiples à base de cuivre, dans lesquels l'élément d'alliage principale est le zinc.

**-Les laitons simples (binaires CuZn):** D'après le diagramme Cu-Zn (voir annexe I), nous remarquons qu'il y'a apparition progressive d'une phase  $\beta$  au delà de 32% de zinc, celle-ci remplace totalement la phase  $\alpha$  au-delà de 45% de zinc. Cette phase  $\beta$  est de structure cubique centré. Elle s'ordonne au-dessous d'une certaine température qui varie avec le titre en zinc et s'appelle alors  $\beta'$ .

Les laitons industriels se partagent en deux catégories, **les laitons  $\alpha$**  dont la teneur en zinc va jusqu'à 33%, ces laitons possèdent des propriétés mécaniques qui augmentent avec la teneur en zinc et avec l'érouissage. La deuxième catégorie de laitons sont **les laitons ( $\alpha+\beta$ )** dont la teneur en zinc varie entre 33% et 45%, c'est le pourcentage en phase  $\beta$  qui conditionne les propriétés de ces laitons, en effet au-dessus de 455°C, la phase  $\beta$  malléable permet aux laitons ( $\alpha+\beta$ ) d'être travaillés [2, 3, 4].

**-Les laitons avec additions:** Différentes variétés de nuances de laitons existent suivant que leurs propriétés de ductilité à chaud, ductilité à froid, usinabilité, ou leurs caractéristiques mécaniques sont prépondérantes.

Parmi ces laitons nous pouvons citer les laitons au plomb, destinés principalement pour le décolletage, le matricage et la frappe à froid.

Il existe aussi une autre variété de laitons avec additions qui sont les laitons spéciaux et les laitons haute résistance (HR) [2, 3, 4].

### **I-2-2. Les Bronzes (CuSn, de 3 à 20% de Sn):**

Les bronzes sont coulés généralement en sable, ils peuvent être également obtenus par centrifugation ou coulée continue.

**-Les bronzes simples (binaires CuSn):** Les bronzes industriels se divisent en deux catégories:

**-Les bronzes  $\alpha$ :** dont les propriétés mécaniques augmentent avec la teneur en étain et le taux d'écroutissage.

**-Les bronzes  $\alpha+\delta$ :** dont les propriétés varient avec le pourcentage de phase  $\delta$  [3].

**-Les bronzes avec additions:** On distingue trois sortes de bronzes avec additions; les bronzes au phosphore, les bronzes au plomb ainsi que les bronzes au zinc.

Les bronzes au phosphore contiennent environ 3% de phosphore qui forme avec le cuivre le composé  $\text{Cu}_3\text{P}$ , celui-ci augmente les caractéristiques mécaniques.

Les bronzes au plomb améliorent l'aptitude à l'usinage pour une teneur en plomb allant jusqu'à 7%, au-delà de cette teneur et jusqu'à 30%, ces alliages sont utilisés pour les frottements.

Les bronzes au zinc sont utilisés en robinetterie eau, vapeur, pétrole [2, 3].

### **I-2-3. Les cupro-aluminiums (Cu-Al, de 4 à 14% d'Al):**

Les cupro-aluminiums sont surtout destinés à l'industrie automobile, à la mécanique, à la quincaillerie, à l'accastillage et au matériel ferroviaire.

-**Les cupro-aluminiums simples (binaires Cu-Al):** Les différents types d'alliages sont les alliages monophasés  $\alpha$  dont la teneur en aluminium atteint 8% et les alliages diphasés ( $\alpha+\delta_2$ ) [3, 4].

-**Les cupro-aluminiums avec additions:** On distingue les alliages monophasés et les alliages polyphasés. Dans les alliages monophasés l'addition de fer améliore la résistance de la phase  $\alpha$ , tandis que dans les alliages polyphasés l'addition de manganèse et de fer renforce les propriétés mécaniques [3, 4].

#### **I-2-4. Autres alliages de cuivre:**

-**Les cupro-nickels (Cu-Ni, de 5 à 45% de Ni):** Leurs propriétés résident dans leur bonne résistance à la corrosion par l'eau de mer circulant à grande vitesse [3, 4].

- **Les maillechorts (Cu - Ni - Zn):** Leurs propriétés sont intermédiaires entre celles des laitons et celles de cupronickels [3, 4].

- **Les cuprosilicium:** Ils possèdent des caractéristiques de frottement et de résistance mécanique alliées à une bonne résistance à la corrosion [3].

- **Les cuproplombs:** utilisés pour leurs propriétés antifriction [3].

#### **I-3. Cuivre faiblement allié:**

La principale caractéristique de ces alliages est leur bonne tenue à la corrosion, ils sont par ailleurs de bons conducteurs électriques. Leurs propriétés mécaniques peuvent être améliorées par écrouissage ou par durcissement structural [3], aussi on les classe généralement en deux familles:

- Les alliages à durcissement par écrouissage qui sont le **CuAg, CuTe, CuCd**.

- Les alliages à durcissement structural qui sont le **CuBe, CuZr, CuCr**.



**-Cuivre à l'argent (0,08%):** L'addition de l'argent soluble aux teneurs employées favorise la retention d'érouissage qui est la propriété qui permet à un alliage de conserver les caractéristiques mécaniques, conférées par l'érouissage, lors d'une augmentation de température.

L'addition d'argent au cuivre fait également augmenter sa température d'adoucissement à l'état éroui [2, 3, 5].

**-Cuivre au tellure (0,3 à 0,7%):** L'addition de tellure en fines globules améliore sensiblement l'aptitude du cuivre à l'usinage. Le tellure relève la température d'adoucissement du cuivre éroui [2, 3, 5].

**-Cuivre au cadmium (0,7 à 1%):** Ces alliages, souvent dénommés bronzes-conducteurs, sont utilisés à l'état éroui (parfois, très éroui) et permettent d'obtenir des combinaisons de propriétés mécaniques et électriques inaccessibles avec le cuivre pur [2, 3, 5].

**-Cuivre au béryllium (2%):** Comme nous l'avons souligné plus haut c'est un alliage à durcissement structural (trempe à l'eau 800°C, revenu à 320°C). Ses applications sont nombreuses: ressorts, rondelles, relais, outillages anti-étincelants, pièces amagnétiques,... [2, 3, 4, 5].

**-Cuivre au zirconium (0,12 à 0,15%):** Cet alliage est utilisé pour les coins de collecteurs, pour moteurs électriques fonctionnant à température élevée [2, 3, 4, 5].

**-Cuivre au chrome (0,5 à 0,9%):** Le durcissement structural dans cet alliage se fait par une trempe à l'eau à partir d'une température de 1000°C et un revenu à 450°C. Il est utilisé pour les électrodes de soudage, les pièces de freinage et les contacteurs de puissance [2, 3, 4, 5].

## II- Alliages de cuivre à durcissement par précipitation:

Le durcissement structural est un phénomène qui permet d'améliorer les caractéristiques mécaniques et électriques d'un alliage par traitement thermique de mise en solution, trempe et revenu [1, 3, 5, 6, 7].

L'une des conditions principales pour qu'un alliage puisse présenter un durcissement par précipitation, est que la solubilité d'équilibre de l'élément d'alliage croisse assez fortement avec la température. Afin d'obtenir à température ambiante un alliage sursaturé en élément d'addition, on doit tremper le métal depuis une température où l'élément d'addition a été mis en solution [4, 5].

Lors du revenu, nous avons un retour à l'équilibre de la solution sursaturée qui s'effectue grâce à la diffusion de l'élément d'addition, à travers la maille cristalline de la solution solide riche en cuivre jusqu'à précipitation, provoquant ainsi des déformations du réseau cristallin; lesquels induisent des contraintes que l'on retrouve sous forme de propriétés mécaniques améliorées.

Le durcissement qui est directement lié à la vitesse de diffusion de l'élément d'addition est donc sensiblement accéléré lorsque la température augmente, fait qui active la diffusion [5].

On peut diviser les alliages cuivreux à durcissement par précipitation en trois groupes:

- Les alliages à haute conductivité électrique et à caractéristiques mécaniques modérées.
- Les alliages à conductivité électrique et à caractéristiques mécaniques moyennes.
- Les alliages à hautes caractéristiques mécaniques et faible conductivité électrique.

## II-1. Alliages à conductivité électrique élevée et caractéristiques mécaniques modérées:

### - Le cuivre au chrome:

Le diagramme d'équilibre Cu-Cr (Fig. 1) permet de comprendre la possibilité de durcissement structural pour cet alliage (pour le diagramme complet voir annexe I). Ce diagramme montre qu'à la température de mise en solution-trempe généralement utilisée (980 à 1000°C) 0,37% de chrome passe en solution solide, alors qu'à la température de revenu ( $\approx 450^\circ\text{C}$ ), moins de 0,03% de Cr reste en solution solide, ce qui permet d'atteindre une conductivité élevée après revenu ( $\geq 80\%$  IACS) et de bonnes propriétés mécaniques [4, 5, 8].

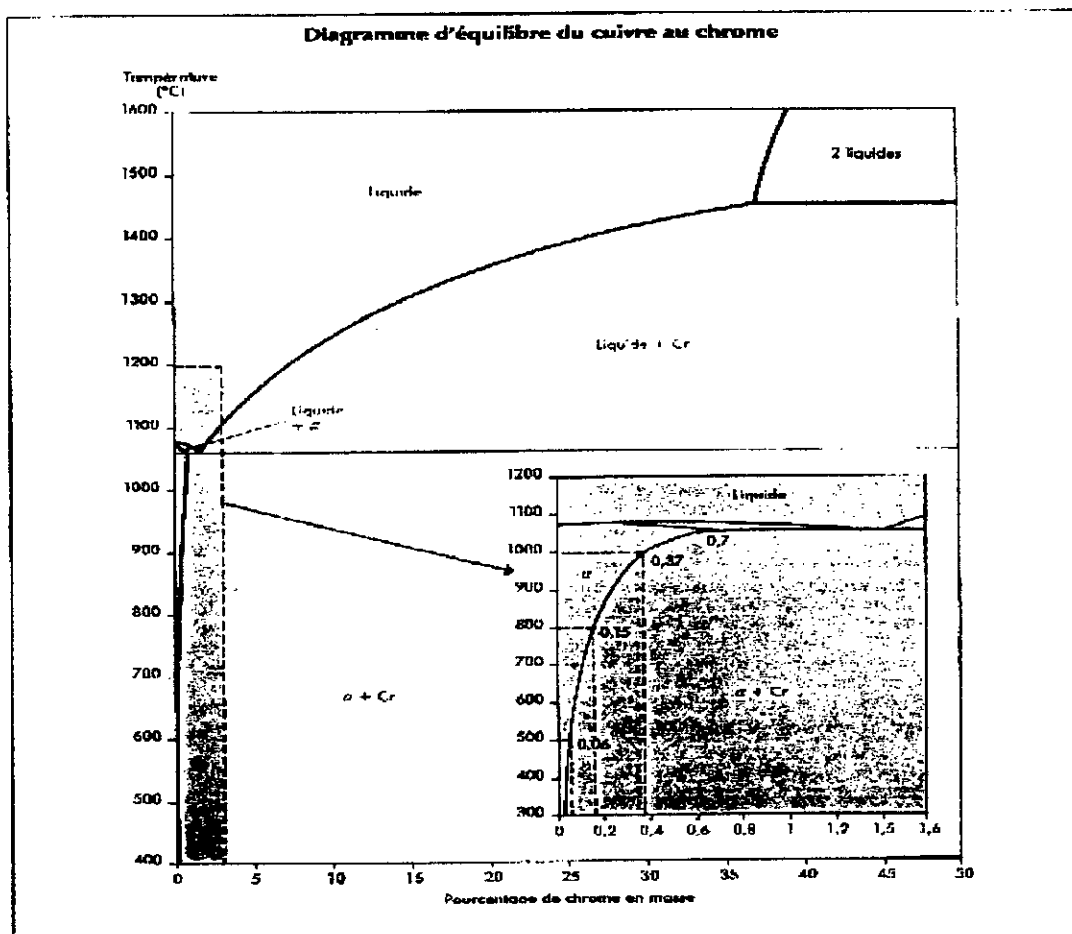


Figure 1: Diagramme d'équilibre du cuivre au chrome [5].

**Tableau 2: caractéristiques mécaniques et électriques du cuivre au chrome [4].**

État	Charge de rupture (MPa)	Limite élastique à 0,2% (MPa)	Allongement (A%)	Dureté brinell	Conductivité électrique (%IACS)*
Trempé	230	90	30	65	35
Trempé-Revenu	400	300	15	110	80
Moulé-Trempé-Revenu	350	250	20	100	80

$$(*)C(\%IACS) = \frac{1,7241}{\rho_{20}} \times 100$$

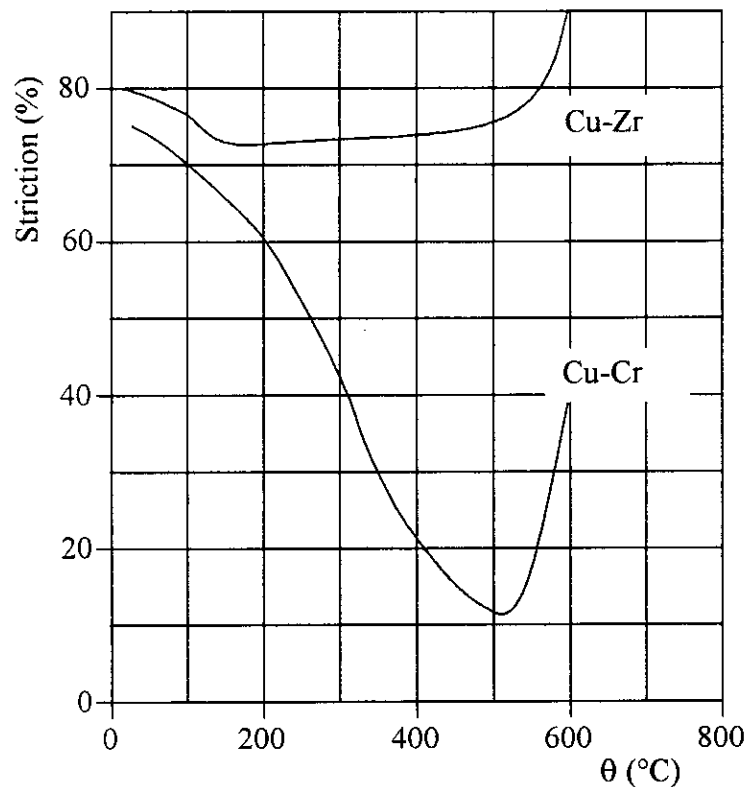
Le cycle trempé-revenu est utilisé pour les pièces coulées ou forgées, dont certaines caractéristiques sont présentées dans le tableau 2, tandis que pour les pièces corroyées, tôlées, on utilise le cycle trempé-écrouissage-revenu avec un taux de déformation faible ou moyen (25 à 60% de réduction), car l'écrouissage correspondant s'ajoute au durcissement par précipitation finale [4].

#### - Le cuivre au zirconium:

A la température de l'eutectique (965°C) la solubilité est de 0,12 à 0,15% tandis que la solubilité vers 500°C devient extrêmement faible, pour les états trempé-revenu la conductivité électrique peut dépasser 90% IACS, elle peut atteindre 95% IACS, voir même 98% pour les états trempé-écrouissage-revenu.

L'intérêt pratique de cet alliage provient du fait que le zirconium augmente beaucoup la température d'adoucissement du cuivre [4, 5, 17].

L'avantage que présente le Cu-Zr sur le Cu-Cr est qu'il ne montre aucune tendance à la décohésion ou à la fragilisation (Fig. 2) sous l'action d'une contrainte, maintenue à tiède (80 à 300°C), en outre sa résistance au fluage est plus élevée, et il est insensible à l'effet d'entaille [4].



**Figure 2: Ductilités comparées des alliages cuivre-zirconium et cuivre-chrome [3].**

## **II-2. Alliages à conductivité électrique et caractéristiques mécaniques moyennes:**

### **- Le cuivre au nickel silicium:**

Cet alliage présente un durcissement dû à la précipitation du composé  $Ni_2Si$ . L'alliage  $CuNi_2Si$  correspond à une composition contenant 1,6 à 2,5% de Ni et 0,5 à 0,8% de Si.

La solubilité maximale de ce composé est de 9% de  $Ni_2Si$  à 1030°C, alors qu'elle descend à 1% à 650°C et encore moins à la température de revenu (425 à 500°C) mais elle n'est jamais négligeable si bien que la conductivité électrique de l'alliage ne dépasse que rarement 45% IACS.

Cet alliage trouve des emplois en mécanique, en électricité et en construction navale [4, 5]. Le tableau 3 regroupe certaines de ces caractéristiques.

**Tableau 3: Caractéristiques mécaniques et électriques du cuivre au nickel silicium [4].**

État	Charge de rupture (MPa)	Limite élastique à 0,2% (Mpa)	Allongement (A%)	Dureté Vickers	Conductivité électrique (%IACS)
Trempé	300	120	35	73	17
Trempé-Écroui-Revenu	740	680	7	218	35

### **II-3. Alliages à basse conductivité électrique et hautes caractéristiques mécaniques:**

#### **- Le cuivre au béryllium:**

Il s'agit de l'alliage CuBe<sub>2</sub>. Ces alliages, à environ 2% de béryllium (Cu 95,5%, Be 1,6–2,5%, Co 0,2-1%) dont une partie peut être remplacée par du cobalt (moins coûteux), ont d'excellentes caractéristiques mécaniques.

Les propriétés de durcissement structural de cet alliage sont mises en évidence par le diagramme d'équilibre (voir annexe I). Plus de 2% de béryllium en masse sont solubles dans le cuivre à 800°C; à la température de revenu standard (320°C), 0,2% de béryllium reste en solution solide dans le cuivre et ne permet pas de dépasser une conductivité électrique de 22% IACS [4, 5]. Le tableau 4 présente quelques caractéristiques de cet alliage.

**Tableau 4: Caractéristiques mécaniques et électriques du cuivre au béryllium [4].**

État	Charge de rupture (MPa)	Limite élastique à 0,2% (Mpa)	Allongement (A%)	Dureté Vickers	Conductivité électrique (%IACS)
Trempé	480	240	47	110	17
Trempé-Revenu	1230	1060	6,5	375	22

En faisant varier le taux d'écrouissage ainsi que la température et la durée de revenu, les nombreuses combinaisons trempé-écrouissage-revenu permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques et une conductivité électrique déterminées.

### **III- Les traitements thermiques des alliages de cuivre:**

Afin de comprendre le rôle des traitements thermiques pour les applications des alliages de cuivre et dans leurs fabrications, il faut se rappeler de l'importance de deux facteurs que sont les diagrammes d'équilibres et le rôle de la température sur la diffusion.

Les premiers révèlent les proportions relatives et la nature des phases attendues en fonction de la composition et de la température, en laissant présager les variations correspondantes des propriétés, quant à la température, elle a une influence importante sur la vitesse de diffusion.

Pour les alliages de cuivre très chargés en éléments d'additions solubles (tel que: Zn, Ni, Al, Sn, etc...). La température est un facteur important pour la fabrication d'alliages homogènes.

En ce qui concerne les alliages à durcissement structural, une trempe rapide à l'eau permet de supprimer la diffusion et de conserver une solution solide métastable à la température ambiante [9].

#### **III-1. Les traitements thermiques des alliages fortement alliés:**

**-Traitements thermiques des laitons:** Il est souvent conseillé d'utiliser deux traitements thermiques qui sont les recuits de recristallisation et de détente. Le recuit de recristallisation permet la poursuite des opérations de façonnage tandis que le recuit de détente est principalement utilisé pour l'élimination des contraintes propres qui sensibilisent les laitons à un type de corrosion appelé "Crique saisonnière" se manifestant par des fissurations intergranulaires [6,10, 14].



**-Traitements thermiques des bronzes:** Le recuit d'homogénéisation empêche la formation de  $\text{Cu}_3\text{Sn}_8$  qui est un constituant dur et fragile. Ce traitement s'opérant entre 500 et 600°C permet d'adoucir les bronzes ayant subi des vitesses de refroidissement élevées [6, 10, 14].

**-Traitements thermiques des cupro-aluminiums:** Une trempe martensitique empêche la transformation de la phase  $\beta$  en eutectoïde et le revenu opère cette transformation en donnant un agrégat très fin [6, 10, 14].

### **III-2. Les traitements thermiques des alliages faiblement alliés (à durcissement structural):**

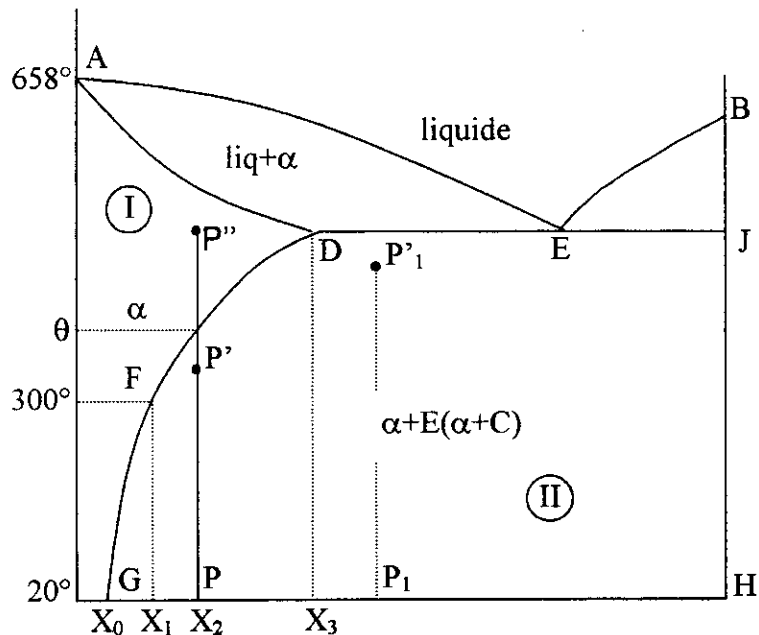
Les traitements thermiques des alliages de cuivre à durcissement structural comprennent trois étapes principales:

- Chauffage à haute température (entre le liquidus et le solidus).
- Trempe, généralement à l'eau.
- Revenu par chauffage à température modérée, inférieure à celle de la mise en solution [6, 7, 11].

Ce chauffage à haute température permet de mettre en solution le composé défini dans la solution solide de première espèce, la trempe maintient à température ambiante la solution solide sursaturée en éléments d'addition. Dans cet état trempé, l'alliage est malléable et peut de ce fait être façonné ou déformé (faibles duretés, résistance à la rupture, grands allongements). Enfin, lors du revenu nous assistons à des modifications structurales qui conduisent à d'intéressantes propriétés mécaniques [7].

### III-2-1. Trempe et Revenu:

Le durcissement par revenu nécessite un diagramme d'équilibre ayant l'allure de la **figure 3**. Le diagramme de solidification est du type à deux solutions solides avec point eutectique.



**Figure 3: Allure du diagramme d'équilibre d'un alliage à durcissement structural [10].**

La partie où le métal est entièrement solidifié comporte deux domaines; l'un est constitué par une solution solide; l'autre comprend deux phases: solution solide précédente dont la composition varie avec la température et, d'autre part, une seconde phase qui est généralement une combinaison C. La combinaison C est constituée par l'élément principal et par un ou deux autres éléments.

La ligne de séparation GFD des deux domaines est d'abord voisine d'une verticale (GF), puis est très inclinée (FD). Cette forme caractéristique de la ligne de transformation GFD est une condition nécessaire pour qu'un alliage puisse être apte au durcissement par revenu [10, 11].

### - Mise en solution:

Dans le cas où on chauffe un alliage P dont le titre est supérieur à  $x_0$ , nous remarquons que le segment PG représentant la quantité de combinaison C diminue, tandis que celui représentant la solution solide (PH) reste constant; nous avons une mise en solution progressive de la combinaison dans la solution solide.

Pour les alliages dont le titre est inférieur à  $x_3$ , cette mise en solution est complètement atteinte, mais à condition de dépasser la ligne de transformation GFD. Pour les alliages dont le titre est supérieur à  $x_3$  elle reste toujours incomplète.

Si le refroidissement est suffisamment rapide, la transformation inverse, c'est-à-dire la précipitation de la combinaison C avec appauvrissement de la solution  $\alpha$ , n'a pas le temps de s'effectuer; on obtient ainsi à la température ambiante une solution sursaturée, donc hors d'équilibre.

Cette solution sursaturée est à constituant unique si l'on a chauffé au-dessus de GFD (point P''), et est accompagnée de combinaison non dissoute si l'on est resté en-dessous de cette ligne (points P' ou P'\_1) [10].

### - Trempe:

Il y a possibilité de trempe pour tout alliage de titre supérieur à  $x_0$  et ce quelle que soit la température de chauffage. L'écart de titre à chaud et à froid de la solution saturée (segment GP pour l'alliage P, et  $x_0x_3$  pour tous les alliages compris entre  $x_3$  et H) et sa quantité définissent l'intensité de trempe.

Pour les alliages de titre légèrement inférieur à  $x_3$  chauffés au-dessus de la ligne GFD l'effet de trempe est maximal. La proportion de solution sursaturée diminue si le titre s'élève au-delà de  $x_3$ ; à l'inverse si le titre s'abaisse, le métal est entièrement à l'état de solution sursaturée à condition que la température de chauffage ait été suffisante.

En conclusion, la possibilité de traitement dépend donc essentiellement, non de la teneur totale en éléments d'additions, mais de l'écart de solubilité de la combinaison C à chaud et à froid [10].

**- Revenu:**

Le début de retour à l'état d'équilibre physico-chimique s'effectue lors du revenu. Aux températures élevées, la solution  $\alpha$  sursaturée s'appauvrit de façon à devenir saturée en même temps que se prépare la combinaison C.

***Solution sursaturée  $x_2$  → Solution saturée  $x_0$  + combinaison C***

Tandis qu'aux températures plus basses, le retour à l'état d'équilibre se fait en passant par des états intermédiaires (zones de Guinier-Preston,  $\beta''$  et  $\beta'$ ) et est accompagné de durcissement.

Lors du revenu les phénomènes qui interviennent se produisent à l'échelle de quelques centaines d'atomes. Les phases  $\beta''$  et  $\beta'$  sont de véritables phases de composition chimique voisine de celle de la phase d'équilibre C, caractérisée chacune par une maille, tandis que les zones GP sont des troubles d'homogénéité de la solution solide [10].

**III-2-2. Effet de la température de revenu ( $T_R$ ) et du temps de revenu ( $t_R$ ):**

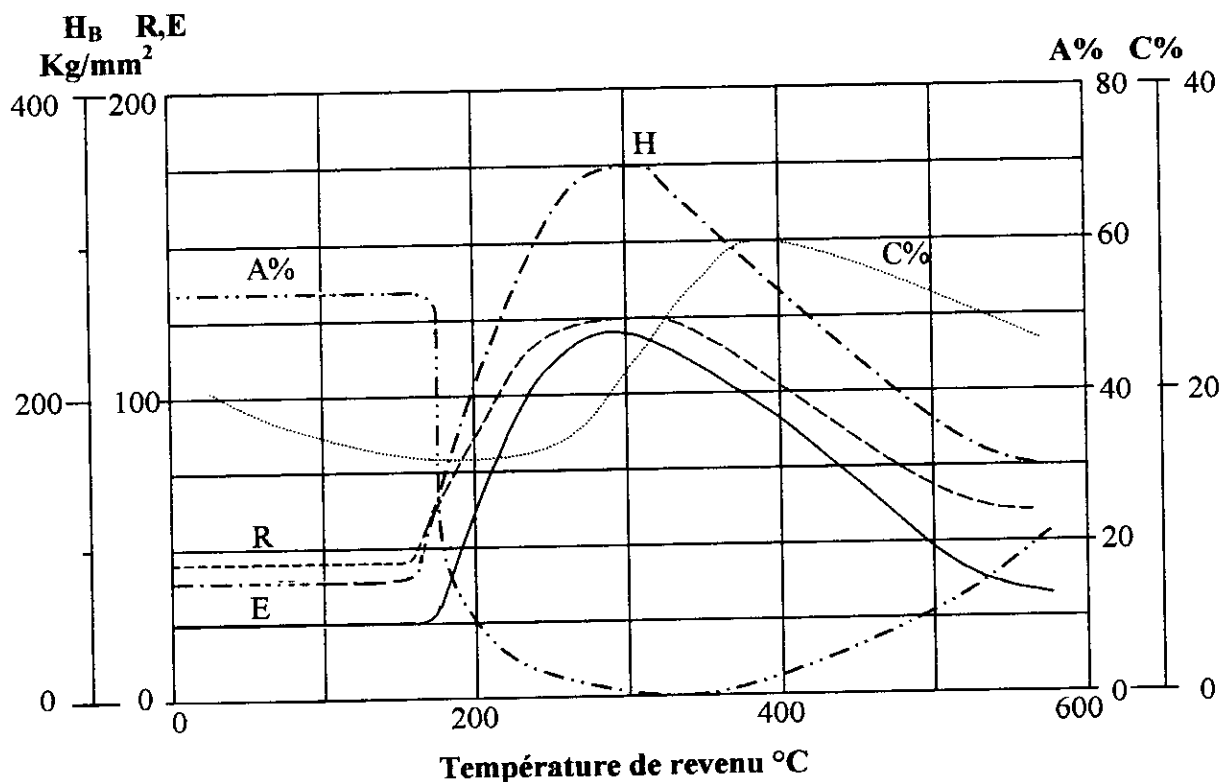
En fonction de la température de revenu et du temps de maintien à cette température les propriétés mécaniques se modifient, la résistance à la déformation permanente (dureté, résistance à la rupture, limite d'élasticité) augmente, alors que la capacité à la déformation s'abaisse (allongement). La conductivité électrique est améliorée [7].

L'importance du durcissement possible dépend:

1- De la nature et de la structure des précipités, puis de leur taille et de la densité de répartition, elles-mêmes conditionnées par le taux de sursaturation de l'alliage trempé, et de l'écrouissage [6].

2- De la durée et de la température de revenu, car si le revenu est prolongé anormalement (élévation de la température et accroissement du temps), le composé défini précipité grossit et entraîne une modification des propriétés: baisse limite de dureté et faible augmentation de l'allongement et de la conductibilité électrique [6, 7].

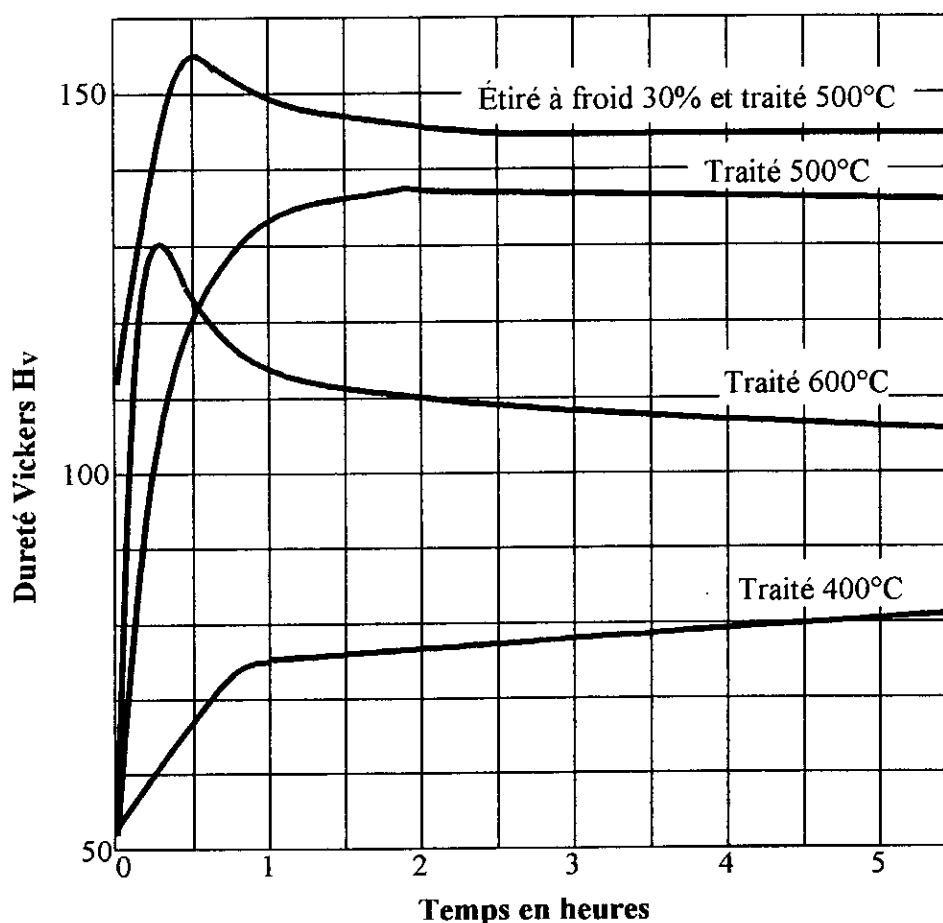
La **figure 4** illustre la variation des propriétés mécaniques d'un cupro-béryllium (2,2% Be) en fonction de la température de revenu pour un temps de maintien de quatre heures, celle-ci fait apparaître que la zone de 300 à 400°C est particulièrement favorable par le choix qu'elle offre des combinaisons des propriétés désirées [7].



**Figure 4: Variation des propriétés (dureté Brinell  $H_B$ , résistance à la rupture  $R$ , limite d'élasticité  $E$ , allongement  $A\%$  et conductibilité électrique  $C\%$ ) d'un cupro-béryllium à 2,2% Be, état laminé et trempé à 750°C, en fonction de la température de revenu pour un maintien de 4h à la température [6].**

Les cuivres au chrome à 0,4 - 1% de Cr sont aussi susceptibles de durcissement structural. C'est ainsi que, pour un alliage à 0,5% de Cr, tout le chrome se trouve en solution à 1050°C, état pour lequel l'alliage est malléable lorsqu'il est trempé, tandis qu'un revenu à 500°C pendant une demi-heure fait précipité le chrome et durcit le métal (la dureté vickers passe de 55 à 130) [7].

Les courbes de variation de la dureté en fonction du temps de maintien à diverses températures de revenu, pour un cupro-chrome à 1% de Cr trempé à une température de 1050°C (Fig. 5) montrent l'effet certain de la température de revenu, puisqu'à une température de revenu de 500°C, en moins de deux heures, nous avons une augmentation notable de la dureté (la dureté vickers passe de 50 à 138).



**Figure 5: Variation de la dureté Vickers  $H_V$  en fonction du temps de maintien à la température, pour différentes températures de revenu, sur un cupro-chrome à 1% Cr trempé à 1050°C [6].**

A l'inverse, pour une température de revenu de 400°C nous avons une augmentation moins importante de la dureté (la dureté vickers passe de 50 à 80). Enfin, pour une température de revenu de 600°C, la dureté atteint son maximum en moins d'une demi-heure (la dureté vickers passe de 50 à 130) puis chute brusquement. L'érouissage a un effet important sur la dureté, en effet, l'alliage éroui et revenu à une température de 500°C possède une dureté plus importante que celui non éroui et revenu à la même température [7].

A noter que le silicium est quelquefois ajouté à cet alliage pour favoriser la précipitation du chrome, qui s'effectue sous forme de silicure de chrome [7].

Lorsqu'une déformation mécanique s'impose pour le formage, le traitement des alliages à durcissement par précipitation présente certaines particularités. Ainsi, après laminage à chaud, un laminage ou étirage à froid doit s'effectuer sur alliage trempé. Afin de maintenir la malléabilité suffisante dans le cas d'érouissage important, une trempe intermédiaire doit être pratiquée entre passe de déformation à froid.

L'influence de cet érouissage produit lors de la dernière passe de déformation à froid est favorable pour les propriétés mécaniques recherchées lorsque la température de revenu est inférieure à celle de disparition de l'érouissage, la résistance à la rupture et la dureté se trouvent améliorées et de plus la présence d'érouissage accélère la précipitation durant le revenu, ce qui a pour effet de diminuer le temps de traitement. A l'inverse, pour de trop forts érouissages, les contraintes parfois hétérogènes présentes dans l'alliage viennent s'ajouter aux contraintes normales de durcissement par revenu, d'où risque de criques [7].

Dans le tableau 5, les alliages mentionnés sont parmi les plus utilisés, ils ont comme premier attrait une conductivité plus ou moins élevée, ils sont surtout employés sous formes de tôles, bandes minces, barres ou fils bien corroyés.

**Tableau 5: Propriétés électriques et mécaniques  
des alliages de cuivre les plus courant [6].**

Alliages (composition type)	C (% IACS)		Températures		Propriétés à l'état TER <sup>(1)</sup>				Précipité d'équilibre
	min	max	mise en solution trempé °C	revenu °C	R <sub>m</sub> MPa	A <sup>(2)</sup> %	HV	C % IACS	
a) Cu - 1,8% Be - 0,4% Co	17	32	780	320	1350	3	390	25	phase $\sigma$
b) Cu - 2,5% Co - 0,5% Be	22	58	940	460	800	6	250	52	composé (Co, Cu) Be
c) Cu - 2,5% Ni - 0,6% Si	17	45	920	460	650	8	220	42	composé Ni <sub>2</sub> Si
d) Cu - 1,0% Cr	35	88	980	460	530	6	185	82	élément Cr
e) Cu - 0,15% Zr	70	98	925	440	440	14	155	88	composé Cu <sub>3</sub> Zr
f) Cu - 2,3% Fe - 0,1% P	40	65	(3)	550	390	15	150	60	élément Fe ( $\alpha$ )

(1) Trempé, écroui, revenu.

L'écrouissage E correspond à une réduction de 50% par laminage à froid.

(2) A (%) sur 50 mm.

(3) Il s'agit d'un refroidissement accéléré en fin de laminage à chaud ( $\theta = 900 \rightarrow 650^\circ\text{C}$ ).



## IV- Précipitation structurale et durcissement associé:

Le durcissement structural est un accroissement des caractéristiques mécaniques de résistance (limite élastique, charge à la rupture, dureté), qui consiste, d'un point de vue macroscopique, à diminuer la plasticité du matériau [12].

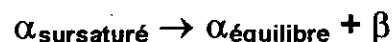
Les principaux mécanismes de déformation plastique ayant pour origine le déplacement des dislocations, la création d'obstacles dans la matrice, qui entravent le mouvement des dislocations provoque une réduction de la plasticité et une croissance des caractéristiques de résistance de l'alliage. Les différents types d'obstacles introduits dans le matériau sont:

- Les dislocations : durcissement par écrouissage.
- Les atomes étrangers en solution solide: durcissement de solution solide.
- Précipitation d'une deuxième phase: durcissement par précipitation [11].

C'est précisément ce dernier type d'obstacle qui nous intéresse.

### IV-1. Cinétique de la précipitation:

La précipitation dans une solution solide A-B est une transformation de phase, qui peut être décrite par la relation suivante:



Lorsque cette solution solide se trouve, par un traitement thermique approprié sous la forme de la phase  $\alpha_{\text{sursaturé}}$ , donc dans un état métastable, le retour à l'équilibre conduit à l'apparition d'une nouvelle phase  $\beta$ , de composition et de structure différentes. Cette phase  $\beta$  peut être un élément (comme par exemple le Cr dans CuCr) ou un composé (comme  $\text{Cu}_3\text{Zr}$  dans CuZr) [3].

Les alliages binaires qui peuvent être le siège d'une précipitation, forment un diagramme d'équilibre dans lequel la solubilité limite augmente lorsque la température croît. Les alliages qui peuvent être homogénéisés en une phase  $\alpha$  à haute température deviennent biphasés ( $\alpha+\beta$ ) à des températures plus basses.

Par traitement thermique de trempe la structure monophasée peut être maintenue à la température ambiante. Cette structure est métastable car sursaturée et tend par revenu à se transformer en une structure stable par la formation du précipité  $\beta$  (Fig. 6).

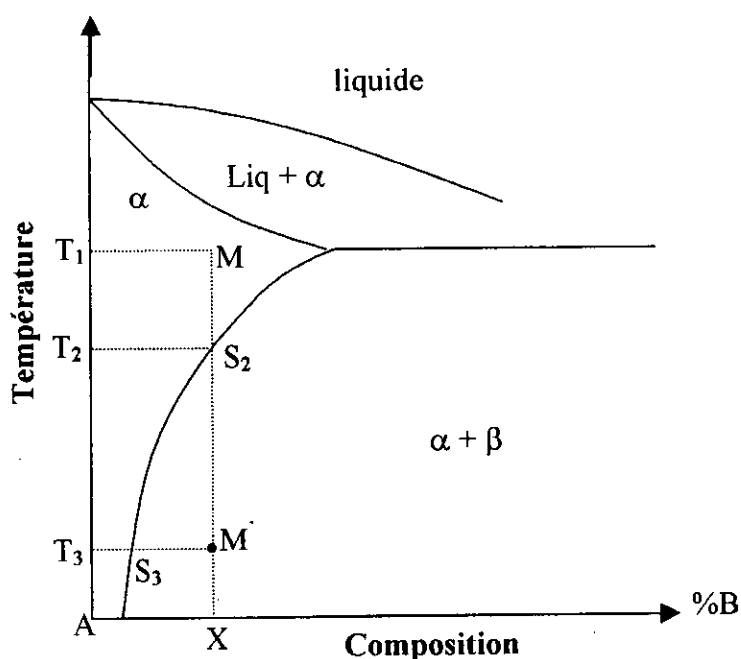


Figure 6: Diagramme d'équilibre A-B [12].

Dans le cas d'un refroidissement lent de  $T_1$  à  $T_2$ , l'alliage ne subit pas de changement de composition ni de structure. A partir de  $T_2$ , la solubilité de B dans A décroît avec la température. Les atomes B rejetés par le réseau  $\alpha$  constituent des germes qui par croissance précipitent sous forme d'une nouvelle phase  $\beta$  dispersée dans la matrice, l'état final est thermodynamiquement stable. Si l'alliage est refroidit brutalement de  $T_1$  à  $T_3$ , puis maintenu pendant un certain temps à cette température

$T_3$ , le point figuratif de l'alliage passe de M à M' puis de M' à  $S_3$ , la précipitation s'opère alors en conditions isothermes [11, 12].

Le diagramme enthalpie libre - composition à température constante permet d'interpréter les phénomènes décrits (Fig. 7). Lorsque la température diminue de  $T_2$  à  $T_3$ , les enthalpies libres  $G_\alpha$  et  $G_\beta$  s'élèvent mais l'élévation de  $G_\alpha$  est plus importante (métastabilité).

Le tracé de la tangente commune de  $G_\alpha$  et  $G_\beta$  matérialise la solubilité limite de B dans A à l'état solide; aux températures  $T_2$  et  $T_3$  (points  $S_2$  et  $S_3$ ). A la température  $T_2$ , l'alliage est monophasé  $\alpha$ , sa composition est  $S_2$ , à la température  $T_3$ , l'alliage est plus pauvre en B sa composition est  $S_3$ , il y a formation d'un précipité  $\beta$  de composition  $C_\beta$  [12].

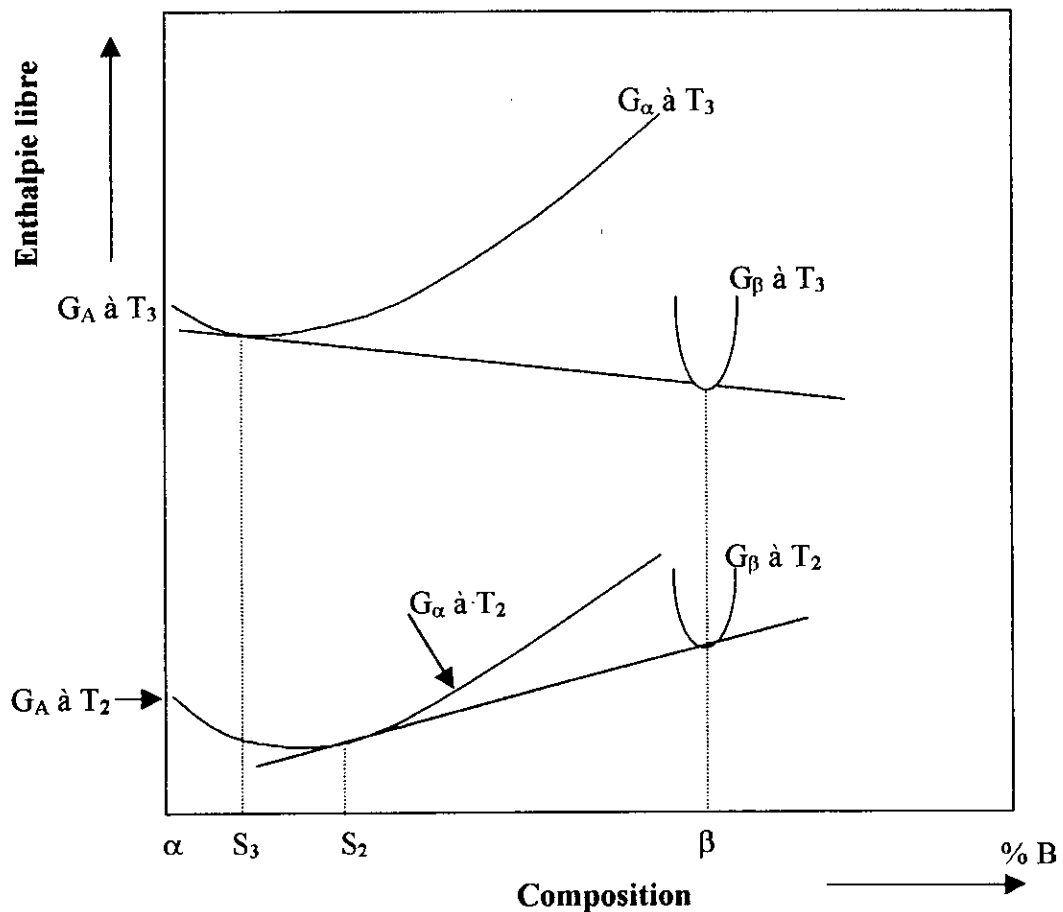
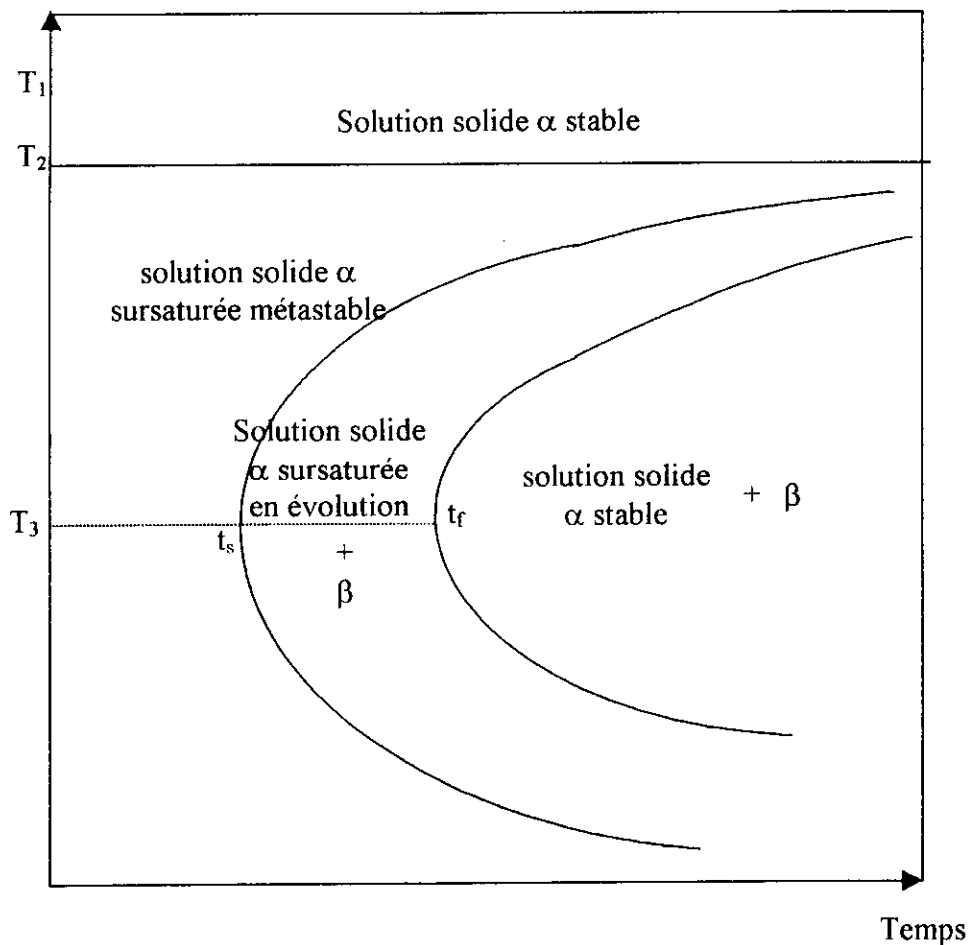


Figure 7: Diagramme d'enthalpie libre composition des phases  $\alpha$  et  $\beta$  [12].

Pour étudier la cinétique de transformation, on utilise le diagramme T.T.T (Température- Temps- Taux de transformation) représenté dans la **figure 8**.

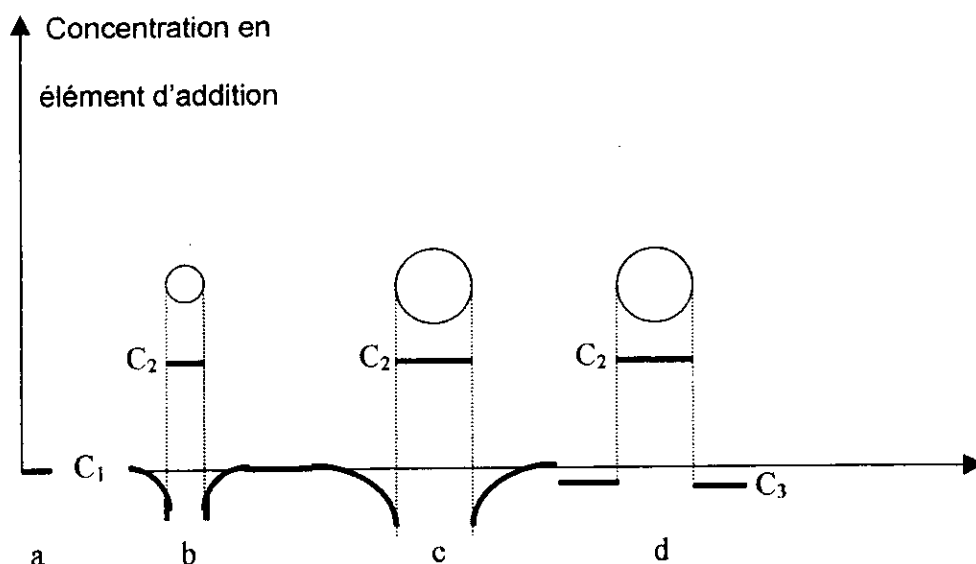


**Figure 8: Diagramme T.T.T d'une transformation de précipitation [12].**

Pour un alliage correspondant au point M de la **figure 6**, aucune transformation ne peut se produire aux températures supérieures à  $T_2$  pour lesquelles la solution est stable. On observe le début de la précipitation, à une température  $T_3$  inférieure à  $T_2$ , au bout d'un temps  $t_s$ , la fin de la précipitation est observée au bout d'un temps  $t_f$ .

La variation de la composition de la matrice de  $C_2$  à  $C_3$  ( $C_3 < C_2$ ) au cours du processus est illustrée sur la **figure 9**. A l'origine (a), la solution solide trempée a une

composition uniforme  $C_1$ . Dès l'apparition d'un cristal de précipité de composition  $C_2$ , une auréole appauvrie apparaît dans la matrice environnante (b). Cette auréole se développe au cours de la croissance du précipité (c), mais dès que la précipitation est achevée, la solution solide restante tend à s'homogénéiser (d) à une concentration  $C_3$  inférieure à la concentration initiale  $C_1$  [12].



**Figure 9: Migration de l'élément  $\beta$  lors de la précipitation d'un composé à partir d'une solution sursaturée [12].**

## IV-2. Morphologie des précipités:

Les changements de propriétés les plus importants et surtout les plus intéressants du point de vue application s'observent au cours des premières étapes de la précipitation, c'est-à-dire au voisinage de la courbe à gauche du diagramme T.T.T.

Les précipités  $\beta$  en cours de formation présentent suivant le cas, soit des formes géométriques caractéristiques dues à l'existence d'une relation d'épitaxie entre le précipité et la matrice, soit au contraire des formes quelconques, ces dernières sont obtenues aux températures élevées.

D'une manière générale, les formes épitaxiales sont observées:

- 1- Lorsque la précipitation est opérée à une température peu élevée.
- 2- Lorsque la précipitation procède très lentement.

On peut réunir ces deux conditions lorsqu'on soumet la solution solide à un traitement thermique de revenu, dans un domaine de température qui se situe dans la région des branches inférieures des courbes T.T.T. Le dépôt d'un précipité en épitaxie avec la matrice s'explique par la facilité de germination selon certaines directions cristallographiques.

En effet, la barrière de germination est d'autant plus faible que l'énergie interfaciale précipité – matrice est faible, or celui dont l'énergie est la plus basse est celui pour lequel il existe une cohérence cristallographique entre les deux réseaux cristallins adjacents, c'est-à-dire celui qui entraîne une croissance épitaxiale du précipité sur la matrice. Aux températures peu élevées, où l'énergie des fluctuations dans la solution solide est réduite, il est évident que la probabilité de formation des embryons épitaxiaux doit être infiniment plus grande que celle des embryons d'orientation quelconque [12, 15].

### **IV-3. Localisation et croissance des précipités:**

Les causes de la localisation des germes stables est une question importante à laquelle il faut répondre, car la forme des précipités et leur état de dispersion conditionnent les propriétés mécaniques des solutions solides métalliques, qui sont le siège des réactions de précipitations.

Aux températures relativement élevées la distribution des germes des précipités semble se faire au hasard. Pour un alliage de composition donné, le nombre de germes est d'autant plus grand que le degré de sursaturation de la

solution solide est lui-même grand. C'est pourquoi les précipités sont très fins et très fortement dispersés lorsqu'on opère le revenu aux températures peu élevées. Conformément aux lois générales de la germination homogène, le nombre de germes est fonction à la fois de la température et de la sursaturation de la solution solide à la température de revenu.

Lorsque la solution solide possède des imperfections de structure, au nombre desquelles figurent les joints intercrystallins, il y a précipitation préférentielle, en ce sens que des cristallites du précipité apparaissent préférentiellement sur les défauts du réseau et sur les joints; c'est là un phénomène qui caractérise principalement la précipitation hétérogène [12].

- **Précipitation sur les défauts du réseau:** La présence des défauts de réseau favorise la germination du précipité, dans des conditions où celle-ci aurait peu de chances de se produire en l'absence de ces défauts. Pour cette raison, les cristallites de précipité formés sur les défauts, apparaissent avant les cristallites de la précipitation homogène. Quand les deux processus coexistent, les premiers se distinguent par leurs dimensions plus grandes. Les dislocations sont évidemment les défauts de structure les plus courants dans le cas de la précipitation hétérogène [12].

- **Précipitation sur les joints intercrystallins:** Les joints intercrystallins sont des régions où s'accumulent les imperfections cristallographiques et les atomes étrangers, c'est une raison pour laquelle ils constituent des lieux privilégiés pour la formation des précipités. Initialement, le précipité apparaît en premier lieu le long des joints, ce n'est que par la suite qu'il apparaît à l'intérieur des cristaux de la matrice. Généralement, la germination et la croissance du précipité le long des joints se produit d'une manière discontinue, mais lorsque le joint sépare des cristaux d'orientation relative particulière, la croissance peut se produire d'une manière

continue d'un très petit nombre de point de départ. Dans les deux cas on aboutit à la formation d'une couche continue entre les cristaux [12].

#### **IV-4. Mécanismes de la décomposition de la solution solide:**

La solution solide sursaturée en soluté et éventuellement en lacunes de trempe est thermodynamiquement instable et évoluera donc vers l'état d'équilibre. Du fait de la concentration élevée en défauts lacunaires qui permettent, pour les solutions solides de substitutions, des vitesses de diffusion supérieures de plusieurs ordres de grandeurs aux conditions habituelles, cette évolution se fera rapidement même à basses températures. La précipitation pourra alors apparaître soit dans l'ensemble de la matrice (**précipitation homogène ou généralisée**) ou au contraire dans des sites particuliers (**précipitation hétérogène ou localisée**) [11].

##### **IV-4-1. Précipitation généralisée ou homogène:**

Lors de ce type de précipitation on distingue cinq grands stades d'évolution dans les solutions solides de substitution (**Fig. 10**).

###### **- Stade 1: Formation des amas (zones GP)**

Les atomes du soluté tendent à se regrouper dans des régions de la matrice, il y a enrichissement local en soluté sans qu'il y ait modification structurale: ils constituent ce que l'on appelle des "amas".

Ces "amas" peuvent avoir une taille de plusieurs centaines d'atomes, ils donnent lieu à la diffraction lorsqu'ils sont suffisamment grands, il s'agit de zones de Guinier – Preston.



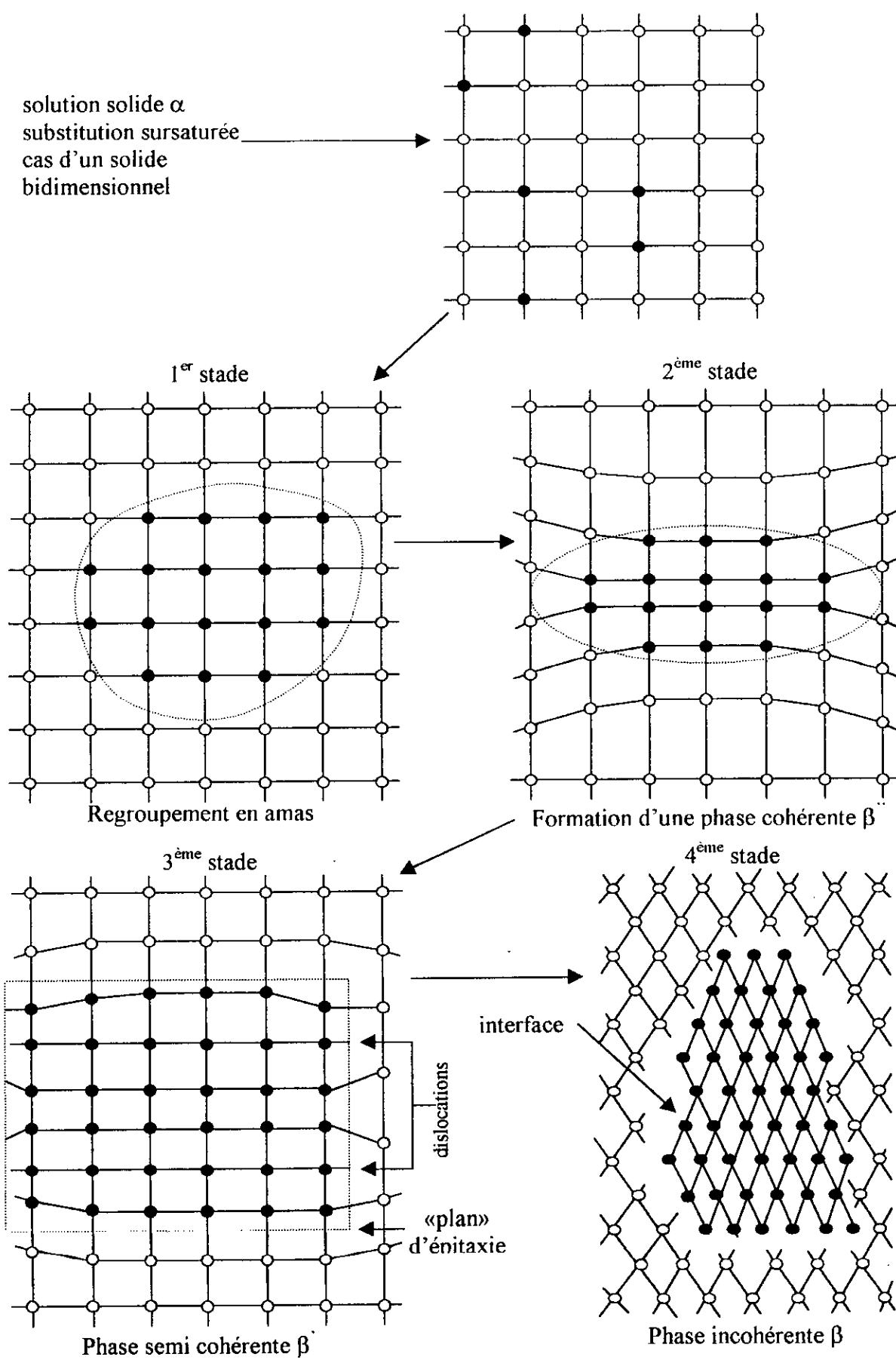


Figure 10: Stade de la précipitation généralisée [11].

## - Stade 2: Formation du précipité $\beta''$

Ces "amas" continuent à se développer et s'organisent tridimensionnellement, on a alors apparition de la première phase intermédiaire métastable  $\beta''$  qui est totalement cohérente avec le réseau de la matrice.

## - Stade 3: Formation du précipité $\beta'$

Le précipité  $\beta''$  tend à se développer et il arrive un moment où il est nécessaire de faire apparaître des lignes de dislocations afin d'accommoder les distorsions induites dans la matrice, ce qui provoque l'apparition du précipité métastable qui possède un plan de cohérence avec la matrice mais incohérent dans la troisième direction: précipité dit semi - cohérent  $\beta'$ .

La distribution des positions atomiques sur l'interface entre matrice et précipité est rarement identique, il résulte des contraintes qui provoquent une distorsion des plans réticulaires, cette énergie élastique de cohérence peut être diminuée par la présence des dislocations coins.

## - Stade 4: Formation de la phase $\beta$

Le précipité  $\beta'$  se développe, en engendrant des distorsions avec la matrice, ces distorsions seront atténuées par l'apparition des dislocations dans le plan de cohérence. Il est alors plus favorable énergiquement de développer un précipité  $\beta$  ne présentant plus qu'une seule direction de cohérence avec la matrice (précipité incohérent).

L'état d'équilibre, qui constitue le **stade 5** n'est réellement atteint que lorsque le précipité tend à ne plus avoir aucun degré de cohérence avec la matrice, c'est-à-dire lorsque les précipités  $\beta$  se présentent sous la forme coalescée  $\Phi$  (les états  $\beta$  et  $\Phi$  sont souvent confondus). La perte totale de cohérence se produit lorsque l'énergie

élastique de distorsion des réseaux devient supérieure à l'énergie de surface du précipité [11].

L'ensemble des résultats de l'évolution de la précipitation est regroupé dans le tableau 6.

**Tableau 6: Evolution de la précipitation [13].**

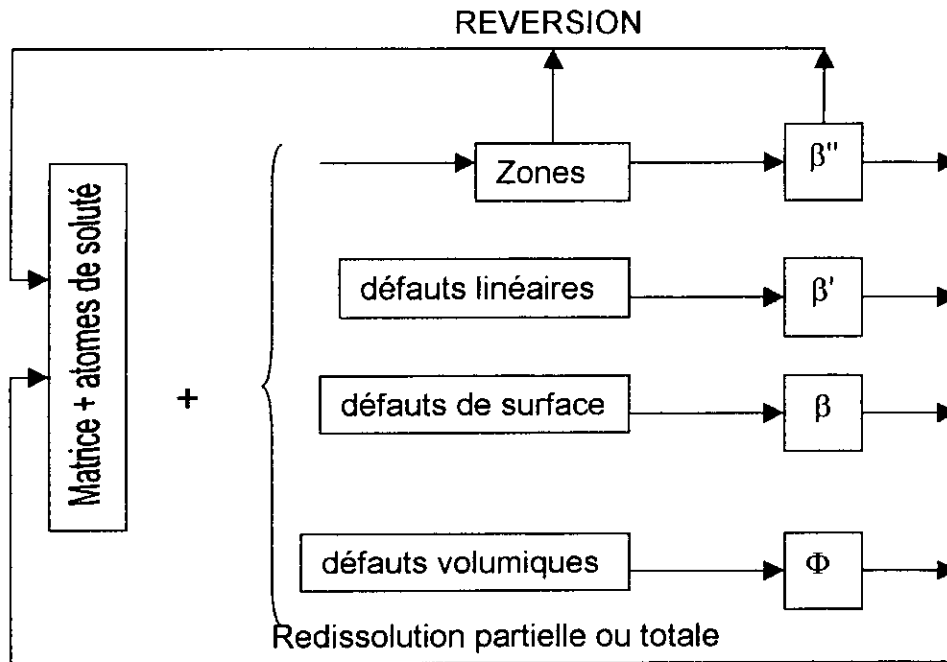
Type de précipité	Organisation par rapport à la matrice	Morphologie	Degré de cohérence
$\beta''$	même organisation que la matrice	sphère puis ellipsoïde de plus en plus aplatis (réduction de l'énergie élastique)	3
$\beta'$	disposition de la cohérence dans une direction	Plaquettes	2
$\beta$	disposition de la cohérence dans deux directions	Batônnets	1
$\Phi$	aucune cohérence avec la matrice	sphères (réduction de l'énergie superficielle)	0

#### IV-4-2. Précipitation localisée ou hétérogène:

La croissance d'un type précis de précipité tel que vu dans la précipitation généralisée, entraîne l'apparition d'un défaut structural spécifique qui favorise le développement d'un précipité plus stable. L'existence préalable de tels défauts dans la matrice, permet le développement direct des précipités correspondants, ainsi:

- L'existence de **défauts linéaires**, tel que les dislocations résultants d'un écrouissage, favorise le développement de précipités type  $\beta'$ .
- L'existence de **défauts de surface**, tel que les joints de grains, les macles ou les parois d'anti-phase, favorise le développement de précipités type  $\beta$ .
- L'existence de **défauts volumiques**, tel que les joints triples, et les inclusions, favorise le développement de précipités type  $\Phi$  [11].

On peut résumer les mécanismes de la précipitation localisée au moyen de la représentation suivante:



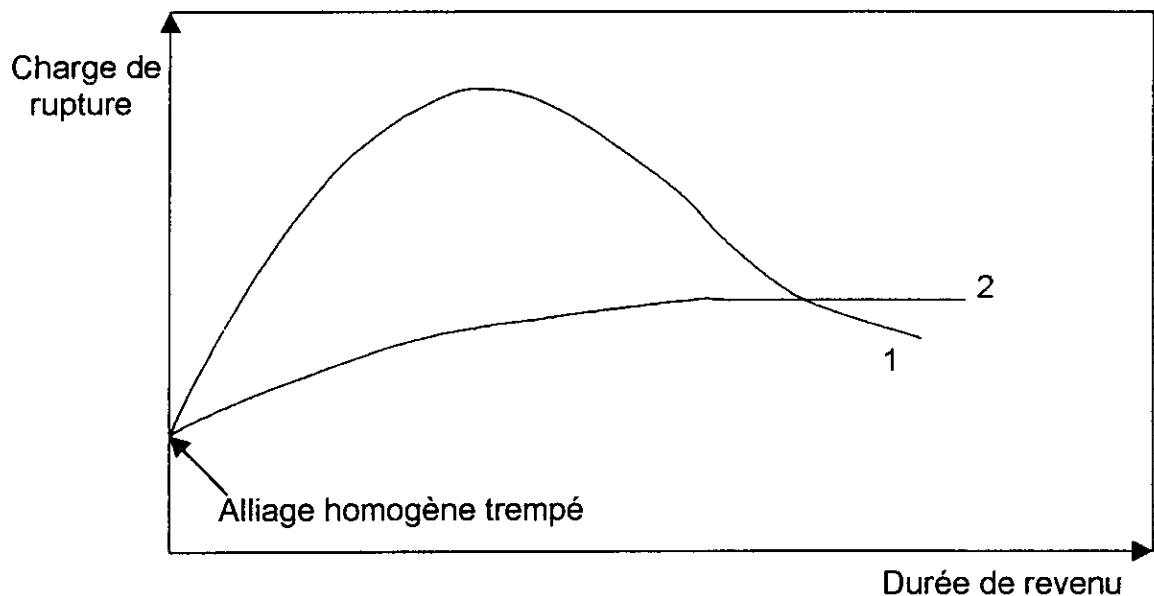
#### IV-5. Evolution des propriétés mécaniques:

Les modifications des propriétés mécaniques des solutions solides, au sein desquelles se produisent les réactions de précipitation, consistent le plus souvent en une élévation de la limite élastique, de la charge de rupture et de la dureté. La température de revenu conditionne l'évolution de ces grandeurs au cours d'un traitement thermique de revenu isotherme. Ces grandeurs répondent généralement aux caractéristiques suivantes:

- Aux températures de revenu élevées, l'accroissement de la charge de rupture est passager et peu important.
- Aux températures inférieures aux précédentes la charge de rupture subit un accroissement qui peut être considérable, mais après un certain temps, celle-

ci décroît et peut atteindre après un revenu prolongé une valeur proche de sa valeur initiale (**Fig. 11, courbe.1**).

- Aux températures encore plus basses, l'accroissement de la charge de rupture conduit à un palier dont l'altitude est fonction de la température (**Fig.11, courbe.2**) [12].



**Figure 11: Variation de la charge de rupture au cours du revenu d'une solution solide sursaturée [12].**

**Courbe 1:** revenu à température moyenne.

**Courbe 2:** revenu à température plus basse

Le blocage des plans de glissement par de fines particules de précipités dispersées dans la matrice, expliquait l'augmentation de la limite élastique et la charge de rupture, mais l'expérience a montré qu'un tel mécanisme intervenait aussi dans le cas de faibles sursaturations et pour des températures de revenu relativement élevées dénotant ainsi des phénomènes de précipitation se produisant avant la précipitation proprement dite.

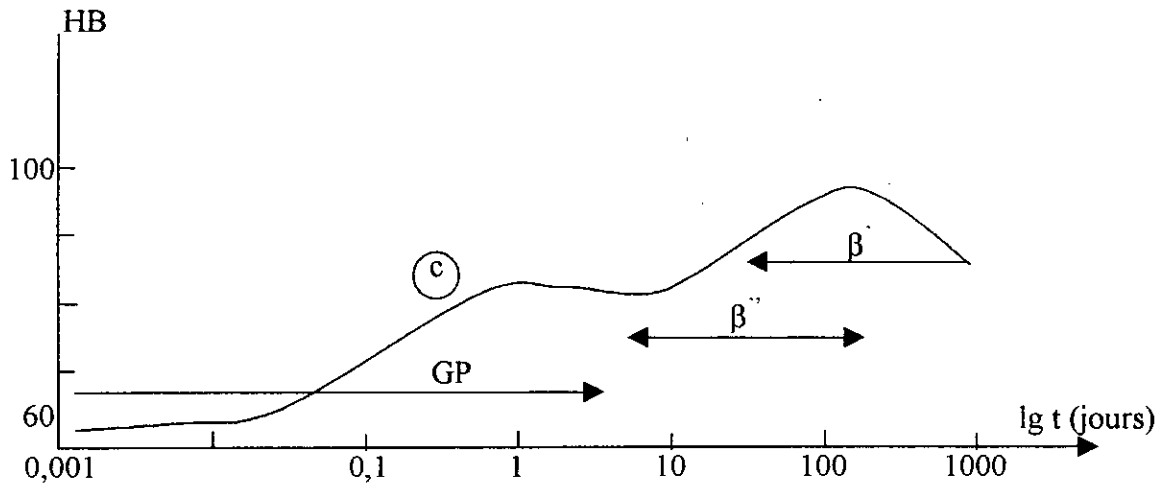
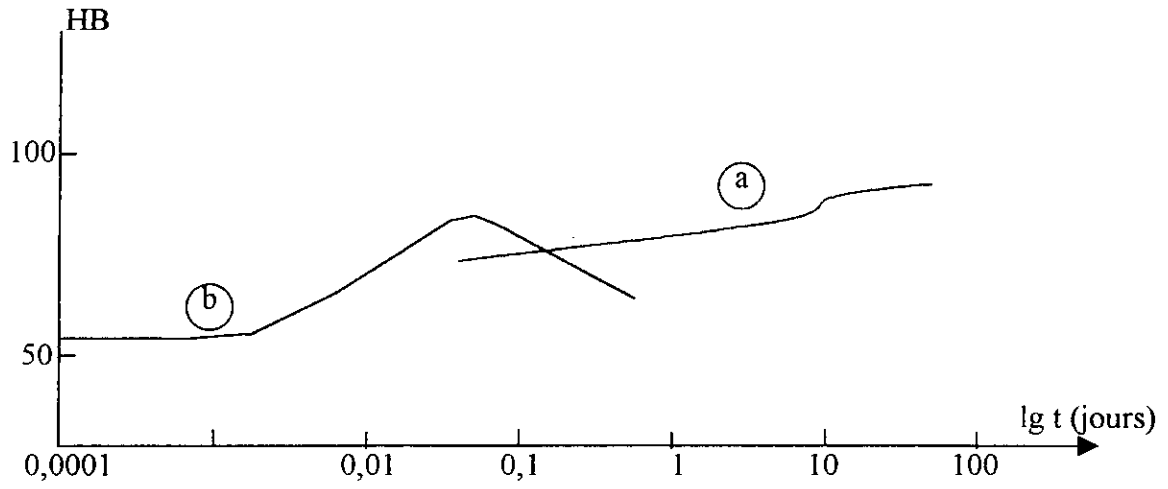
Guinier et Preston ont affirmé l'existence des zones enrichies en atomes dissous formant de petits domaines cohérents avec la matrice. Ces zones dites de Guinier-Preston, ou zones GP, sont responsables de la première étape de

durcissement. Généralement, la formation des zones GP est suivie par la précipitation d'une phase de transition cohérente avec la matrice. L'importance de l'énergie d'interface fait que la germination d'une phase intermédiaire est plus rapide que celle de la phase d'équilibre. La trempe dont le but est de maintenir en solution les différents éléments d'alliages maintient en même temps des lacunes en sursaturation, ce qui a pour effet d'accélérer la diffusion, si bien que les zones GP peuvent se former et durcir l'alliage dès la température ordinaire [12].

Les courbes isothermes de dureté en fonction de la température et du temps de revenu présentent trois aspects différents selon la température de revenu:

- **Aux basses températures**, la dureté augmente jusqu'à une certaine valeur, puis reste constante (Fig. 12-a).
- **Aux hautes températures**, la dureté est représentée par une courbe à maximum (Fig. 12-b).
- **Aux températures intermédiaires**, la courbe est une combinaison des deux courbes précédentes (Fig. 12-c) présentant un palier dont la longueur diminue à mesure que la température de revenu augmente.

L'augmentation de la dureté dans la courbe (a), et son maintien à une valeur constante, est due à l'existence des zones GP, tandis que le maximum atteint dans la courbe (b) est le résultat du développement des phases  $\beta''$  (constituant dur) et  $\beta'$  (constituant doux). Plus la température est élevée et plus la phase  $\beta'$  se développe au détriment de la phase  $\beta''$ , ce qui a pour effet la baisse de la dureté. On peut admettre qu'on ait un maximum de durcissement dans le cas des courbes mixtes (c) à une température et un temps tel que l'alliage contienne beaucoup de  $\beta''$  (formé à partir des zones GP) et peu de  $\beta'$  [10].



**Figure 12: Variation de la dureté en fonction du temps et de la température de revenu [10].**

## CHAPITRE II

# TECHNIQUES EXPERIMENTALES



## Techniques expérimentales:

Ce travail fait suite à celui qui a consisté en l'élaboration [21], par coulée avec désoxydation au  $\text{Cu}_3\text{P}$ , d'une roue de cuivre au chrome en prévision de la réalisation d'une roue électrode de soudure de référence (importée de l'étranger et utilisée dans la soudure des tubes d'acier).

L'objectif de notre travail, consiste à faire acquérir, par des traitements thermiques, à cette roue élaborée, une dureté et une microstructure qui se rapprochent le plus de celles de la roue de référence.

Aussi, le but de notre travail est d'optimiser le traitement thermique adéquat amenant à un durcissement structural, en prenant comme paramètres d'études:

- La température de mise en solution ( $T_M$ ).
- Le temps de mise en solution ( $t_M$ ).
- La température de revenu ( $T_R$ ).
- Le temps de revenu ( $t_R$ ).

Nous avons divisé notre travail en cinq parties essentielles:

**1<sup>ère</sup> Partie:** Prélèvement des échantillons sur la roue élaborée par coulée et sur la roue de référence.

**2<sup>ème</sup> Partie:** Analyse chimique.

**3<sup>ème</sup> Partie:** Traitements thermiques de durcissement structural.

**4<sup>ème</sup> Partie:** Mesure de la dureté.

**5<sup>ème</sup> Partie:** Observations micrographiques.

## **I- Prélèvement des échantillons sur la roue élaborée par coulée et sur la roue de référence:**

A l'aide d'une scie, on a prélevé (45) échantillons de la roue élaborée par coulée et (03) échantillons de la roue de référence.

En prévision de la mesure de dureté, ces échantillons sont découpés sous forme de petits morceaux  $(1,5 \times 1,5 \times 1,5) \text{cm}^3$  de telle sorte que les épaisseurs soient supérieures ou égales à dix fois l'accroissement de la profondeur de pénétration. Les échantillons découpés, que ce soit ceux de la roue élaborée par coulée ou ceux de la roue référence, sont surfacés jusqu'à l'obtention d'une surface plane et lisse exempte d'oxydes et de matières étrangères.

## **II- Analyse chimique:**

L'analyse chimique va nous donner avec précision la teneur en chrome de l'alliage nécessaire dans le choix des paramètres des traitements thermiques à réaliser; ainsi que les divers éléments en addition.

Cette analyse, détermine la teneur en moyenne, de chaque élément par dosage volumétrique, elle a été effectuée sur un échantillon de la roue de référence et un échantillon de la roue élaborée.

## **III- Traitements thermiques de durcissement structural:**

Le traitement thermique de durcissement structural comprend (03) stades essentiels:

- **Chauffage à haute température:** Afin de mettre en solution le composé défini dans la solution solide de première espèce.

- **Trempe:** Généralement à l'eau , afin de maintenir à température ambiante la solution solide ainsi sursaturée en éléments d'additions dans cet état trempé.
- **Revenu:** Par chauffage à température modérée inférieure à la température de mise en solution du composé défini, développant des modifications structurales qui entraînent d'intéressantes propriétés mécaniques.

Les températures de mise en solution, ainsi que celles des revenus effectués sont choisies de par la teneur en chrome de l'alliage, à la base des différents ouvrages consultés [3, 6, 7, 19], et compte tenu du diagramme d'équilibre Cu-Cr (voir figure 1).

**- Mise en solution et trempe:**

Le choix des conditions de mise en solution et de trempe doivent faire l'objet d'une attention particulière car des modifications voulues ou accidentelles de ces conditions peuvent affecter notablement les propriétés après revenu.

Le temps de mise en solution doit être suffisant pour que tous les éléments donnant lieu à une précipitation puissent être dissous. La température de mise en solution doit être la plus élevée possible afin d'obtenir la plus grande concentration possible d'éléments durcissants en solution solide [11].

Nous avons choisi deux températures de mise en solution qui sont respectivement 950°C et 1000°C. L'ensemble des températures et des temps de mise en solution sont regroupés dans le tableau ci-dessous:

Température de mise en solution (°C)	950	1000
Temps de mise solution (heures)	1	½ ; 1

Dans le but de figer la phase métastable sursaturée en éléments d'alliages, nous avons effectué un refroidissement rapide à l'eau.

**- Traitement de revenu:**

Suivant les conditions de revenu, la microstructure obtenue est très différente. Le gain de dureté le plus important est en général obtenu en recherchant une fine précipitation cohérente. Dans ces conditions, il faut souvent effectuer un revenu assez long à basse température [11].

Nous avons choisit trois températures de revenu qui sont respectivement: 450°C, 500°C et 550°C pour des temps de revenu variant d'une **demi-heure** à **quatre heures**.

L'ensemble des températures et des temps de revenu sont regroupés dans le tableau ci-dessous:

**a)  $T_M=950^\circ\text{C}$ ,  $t_M=01^{\text{H}}00$**

Températures de revenu ( $^\circ\text{C}$ )	450					500					550				
Temps de revenu (heures)	1/2	1	2	3	4	1/2	1	2	3	4	1/2	1	2	3	4

**b)  $T_M=1000^\circ\text{C}$ ,  $t_M=1/2 \text{ H}, 01^{\text{H}}00$**

Températures de revenu ( $^\circ\text{C}$ )	450					500					550				
Temps de revenu (heures)	1/2	1	2	3	4	1/2	1	2	3	4	1/2	1	2	3	4

Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four tubulaire de marque **carbolite furnace**, la fluctuation de la température relevée au cours des divers traitements thermiques effectués est d'environ  $\pm 15^\circ\text{C}$ .

#### IV- Mesure de la dureté:

Pour le cuivre et ses alliages, les duretés Rockwell B-F-G sont les plus recommandées.

L'essai Rockwell consiste à enfoncer dans la pièce à essayer un pénétrateur normalisé sous une charge  $F_0$  portée ensuite à  $F_0+F_1$  par addition d'une surcharge  $F_1$  puis, après suppression de la surcharge à mesurer l'accroissement rémanent de la profondeur de pénétration qui a été provoquer par la surcharge (voir **figure 13**).

Du résultat de la mesure, on déduit un nombre appelé **dureté Rockwell** dont le symbole général est HR [16].

Nos essais de dureté Rockwell d'échelle B, ont été réalisés sur les divers échantillons traités thermiquement, de la roue élaborée, et un échantillon de la roue référence.

Nos essais sont réalisés à l'aide d'un duromètre de marque **Leco**, à affichage digital directe de la dureté. La bille utilisée est en acier trempé de diamètre 1.5875mm, la charge appliquée est de 100 KgF. Nous devons préciser que nos essais sont effectués avec une incertitude de mesure  $\Delta HRB=\pm 3$ , et que les valeurs des duretés reportées sont la moyenne de trois essais.

Pendant toute la durée des essais, l'appareil a été protégé contre les chocs et les vibrations, la distance du centre d'une empreinte au bord de l'échantillon a été prise au moins égale à trois fois le diamètre de l'empreinte, et la distance des centres des deux empreintes voisines au moins égale à six fois le diamètre de l'empreinte. Les surfaces de contacts entre les échantillons et le support rigide étaient bien propres et exemptes de matières étrangères tel que: oxydes, huiles, saletés, etc...

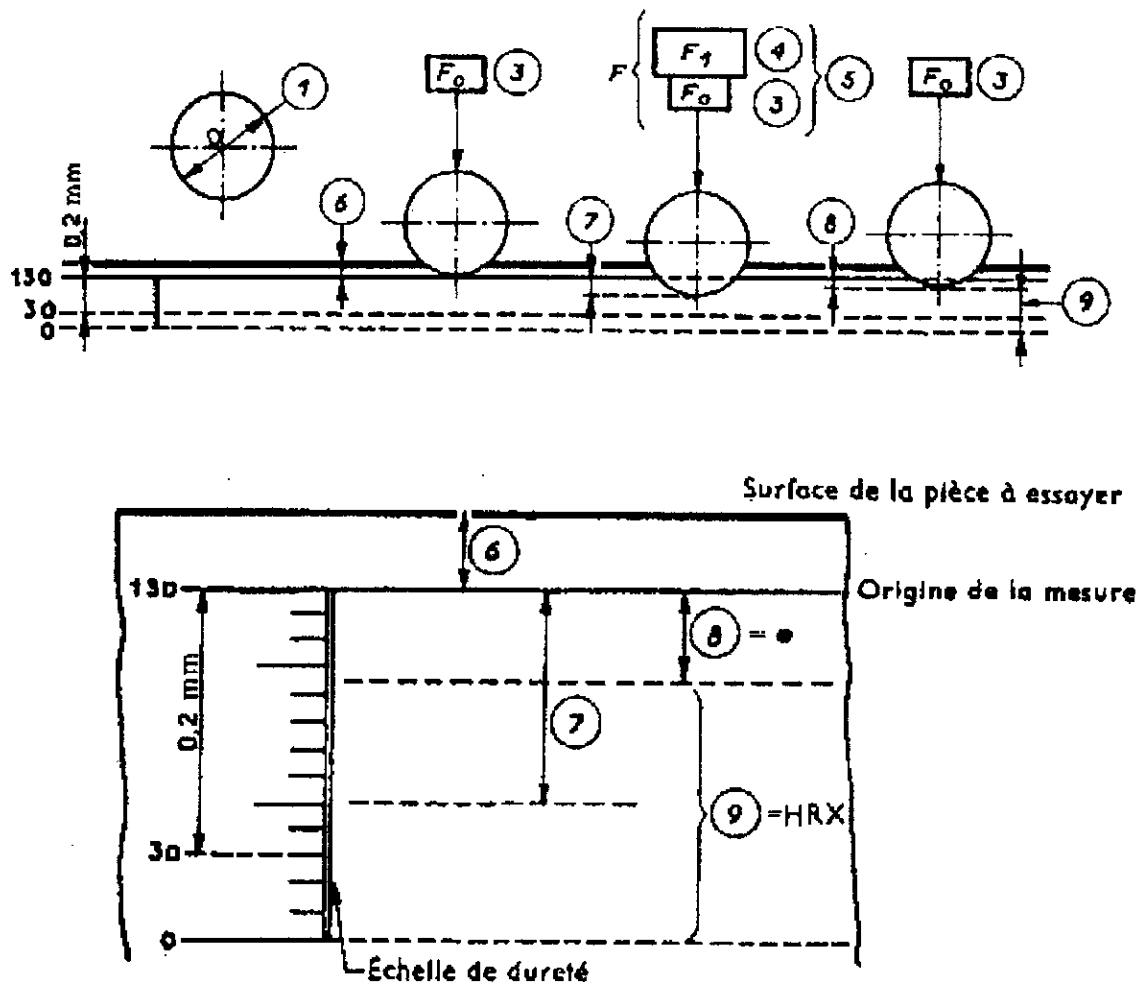


Figure 13: Principe de l'essai de dureté Rockwell [16].

Numéro de repère	Symbole	Unité de mesure	Désignation
1	D	mm	- Diamètre de la bille
3	$F_0$	Kgf (1)	- Charge initiale
4	$F_1$	Kgf (1)	- Surcharge
5	F	Kgf (1)	- Charge totale ( $F = F_0 + F_1$ )
6	—	—	- Profondeur de pénétration sous la charge initiale avant application de la surcharge
7	—	—	- Accroissement de la profondeur de pénétration sous l'effet de la surcharge
8	e	0,002 mm	- Accroissement rémanent de la profondeur de pénétration sous la charge initiale après enlèvement de la surcharge
9	HR X (2)		- Dureté Rockwell X (2).

(1) Il est rappelé que  $1 \text{ Kgf} \approx 9,8 \text{ N}$ .

(2) X est à remplacer par la lettre symbolisant l'échelle de dureté considérée.

## V- Observations micrographiques:

Les observations micrographiques des alliages cuivreux nécessitent un bon polissage, un choix précis du type de réactif chimique pour l'attaque et un recours à plusieurs essais pour le choix adéquat du temps de l'attaque chimique.

L'observation micrographique a été réalisée sur les échantillons traités thermiquement de la roue élaborée, et un échantillon de la roue de référence. Nous avons tout d'abord procédé à l'enrobage des échantillons, à l'aide d'une matière durcissante à froid, afin d'éviter toute élévation de température, ensuite nous sommes passé au polissage. Durant l'étape de polissage nous avons tenu à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Pour cela on a frotter le métal sur des papiers abrasifs de finesses progressives suivantes: 120, 320, 400, 800, 1000 et 1200. On a prolongé l'action de chacun d'eux jusqu'à ce que les raies créées par le produit précédent aient disparu; on a réalisé cette condition en prenant soin de rayer l'échantillon rigoureusement dans un certain sens avec un abrasif, et dans le sens perpendiculaire avec le suivant.

Le finissage a été effectué sur un tapis imbibé d'une pâte diamantée dont la taille des particules en suspension est de  $6\mu\text{m}$ .

Les échantillons traités thermiquement, de la roue élaborée et l'échantillon de la roue de référence ont été attaqués par un réactif chimique, préparé selon les proportions suivantes [18, 19]:

- 2 grs de dichromate de potassium ( $K_2Cr_2O_7$ ).
- 4 ml de NaOH.
- 8 ml de  $H_2SO_4$ .
- 100 ml d'eau distillée.

La durée de l'attaque chimique des différents échantillons est d'environ 15 secondes. L'échantillon rincé à l'eau distillée puis séché est alors observé au microscope optique, on a effectué des prises de photos sur différentes plages éloignées et à grossissement différents.



## CHAPITRE III

# RESULTATS ET INTERPRETATIONS

## Résultats et Interprétations:

### I- Analyse chimique:

#### - Echantillon de la roue de référence:

Les résultats de cette analyse chimique sont donnés dans le tableau suivant:

Eléments chimiques	Cu	Cr	Si	P	Ni	Fe	Zn
Teneur massique (%)	98,14	0,69	0,2	—	< 0,1	< 0,1	Traces

Il s'agit d'un alliage de cuivre à 0,7% de chrome. C'est le type de cuivre faiblement allié qui se prête au durcissement structural par précipitation.

#### - Echantillon de la roue élaborée:

Les résultats de cette analyse chimique, effectués par dosage volumétrique, sont les suivants:

Eléments chimiques	Cu	Cr	Si	P	Ni	Fe	Zn
Teneur massique (%)	98,12	0,71	< 0,1	0,2	< 0,1	Traces	—

Il s'agit donc d'un alliage de cuivre à environ 0,7% de chrome.

Nous remarquons que l'échantillon de la roue de référence ne contient pas de phosphore alors que celui de la roue élaborée en contient 0,2%, ceci est normal car il a été désoxydé au  $\text{Cu}_3\text{P}$ .

La teneur en silicium dans l'échantillon de la roue de référence est beaucoup plus importante que celle de l'échantillon de la roue élaborée. Cet élément a une influence importante sur la précipitation du chrome et donc sur la dureté acquise par l'alliage suite au traitement thermique.

## II- Dureté:

### - Echantillon de la roue de référence:

Les résultats de trois essais de dureté sur cet alliage à 0,7% de chrome sont:

Dureté HRB	71,3	73,5	74,0
------------	------	------	------

La dureté moyenne est de 72,9 HRB qui est relativement élevée.

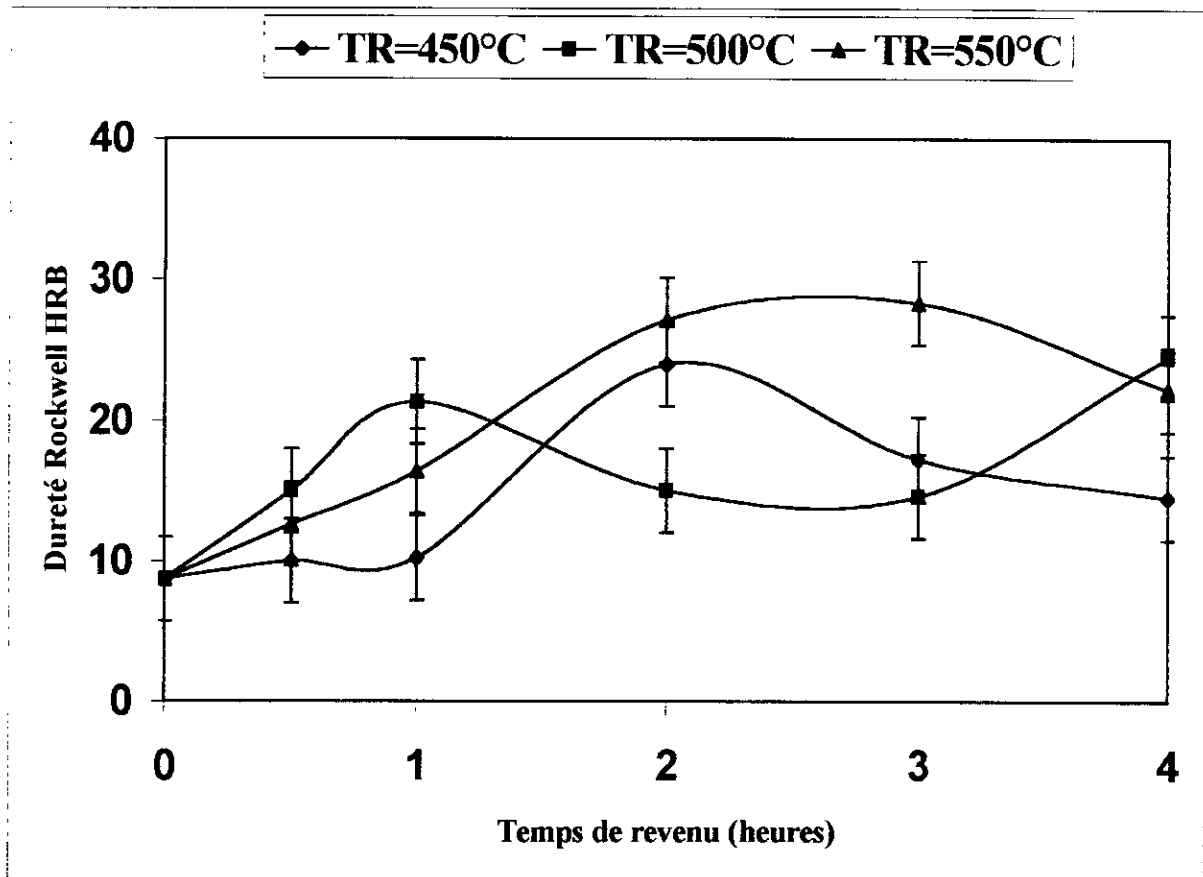
### - Echantillons de la roue élaborée:

L'ensemble des résultats obtenus montre que la dureté acquise par les échantillons après mise en solution – trempé - revenu dépend à la fois des paramètres de mise en solution ( $T_M$ ,  $t_M$ ) et de ceux de revenu ( $T_R$ ,  $t_R$ ). Aussi pour déterminer l'effet de chacun de ces paramètres à part, on est tenu quand même de considérer, en second lieu, l'effet des autres paramètres restants.

#### II-1. Effet de la température de revenu ( $T_R$ ) et du temps de revenu ( $t_R$ ):

- Pour une température de mise en solution  $T_M=950^\circ\text{C}$  et un temps de mise en solution  $t_M = 1^{\text{h}}00$ : la dureté HRB reste faible et ce quelque soit la température de revenu et le temps de revenu (**Fig. 14**). Il est à noter que pour  $T_R=550^\circ\text{C}$ , on a une dureté qui reste légèrement plus élevée dans l'ensemble, en particulier pour  $t_R=2\div 3$  heures.

Ceci peut être expliqué par le fait que cette température de mise en solution ( $T_M=950^\circ\text{C}$ ) pendant 1 heure, n'a pu assurer la dissolution maximale du chrome, ce qui fait que le revenu, quelque soit les températures et les temps adoptés, n'a fait acquérir à l'alliage qu'une dureté médiocre. Ce qui permet de penser qu'un temps de mise en solution plus élevé pourrait amener à une meilleure dissolution et donc une dureté certainement plus élevée par suite d'un revenu.



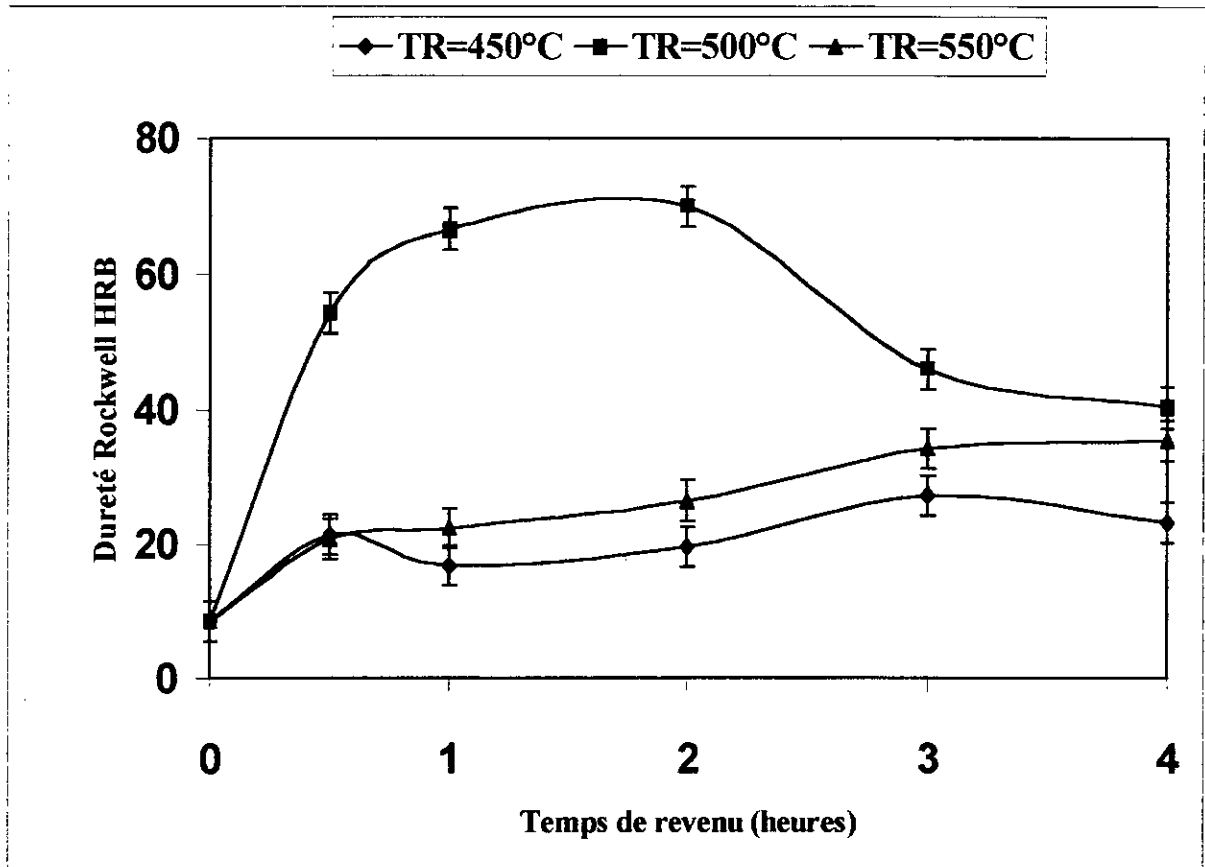
**Figure 14: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à 950°C après une heure.**

- Pour une température de mise en solution  $T_M=1000^\circ\text{C}$ : et ce que ce soit pour des temps de mise en solution d'une heure ou une demi-heure, on a pour une température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$  une dureté nettement plus élevée que pour des températures de revenu  $T_R=450^\circ\text{C}$  ou  $T_R=550^\circ\text{C}$  (Fig. 15 et 16).

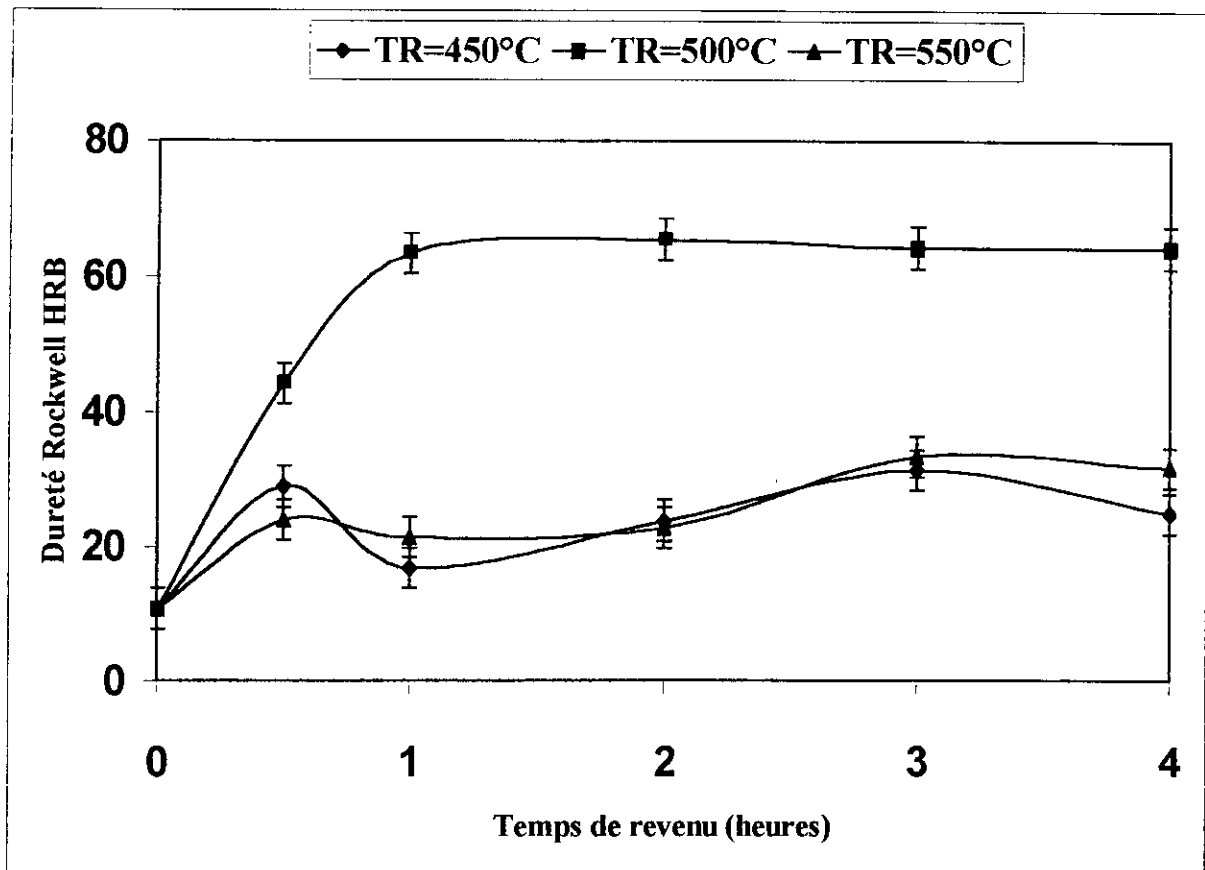
Pour une température de revenu  $T_R=450^\circ\text{C}$ , qui peut être considérée comme une température relativement faible, on peut penser que la précipitation en est encore, pour les temps de revenu effectués, à sa toute première phase et le maximum de la dureté n'a donc pas le temps d'être atteint.

Pour une température de revenu  $T_R=550^\circ\text{C}$ , au contraire la température étant élevée, la précipitation est déjà à sa phase finale, avec une faible dureté dans l'ensemble, dénotant une formation rapide des précipités qui ont eu le temps de coalescer amenant ainsi l'alliage à une faible dureté.

Pour une température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$ , la dureté est nettement plus élevée, dénotant par là une précipitation dans sa phase la plus intéressante quant à la dureté.



**Figure 15: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à  $1000^\circ\text{C}$  après une heure.**



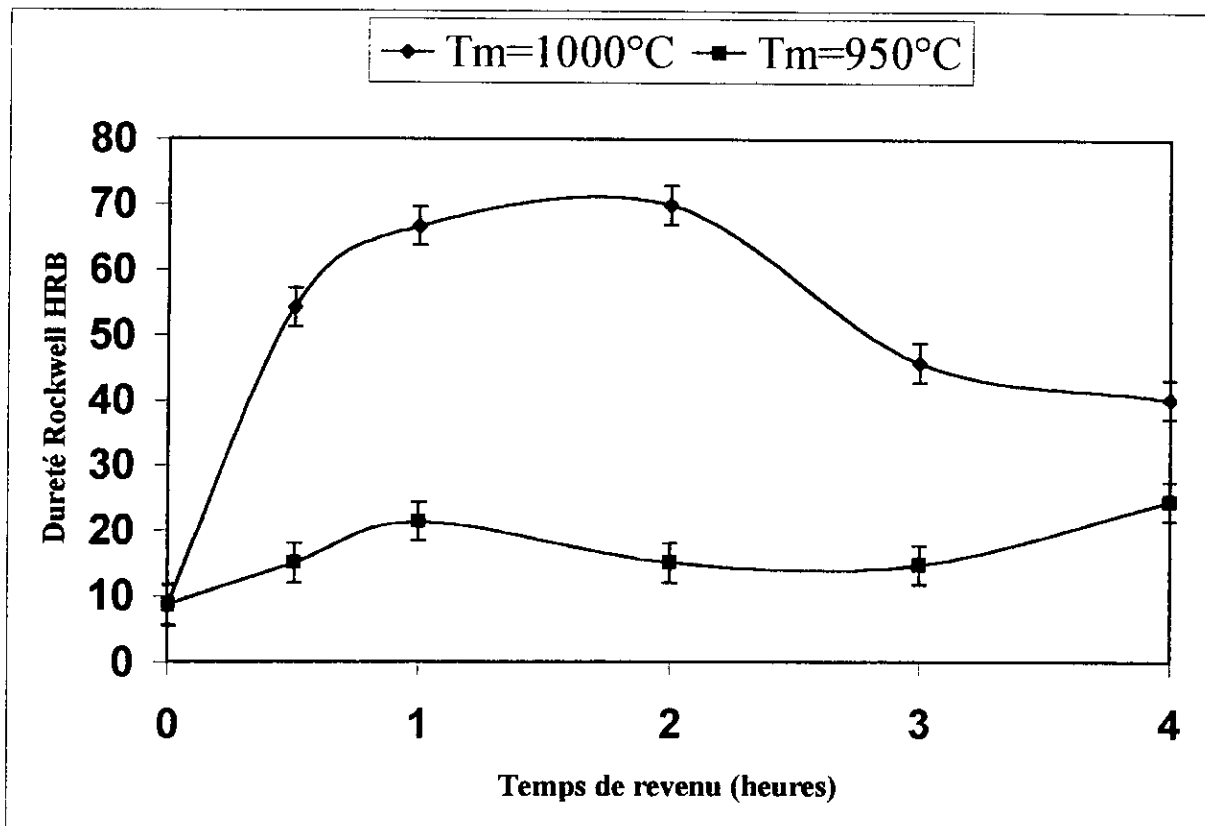
**Figure 16: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu pour différentes températures de revenu sur l'alliage trempé à 1000°C après une demi heure.**

Ainsi pour l'alliage Cu – 0,7% Cr, une température de revenu de 500°C semble la meilleure pour lui faire acquérir une dureté élevée.

## II-2. Influence de la température de mise en solution ( $T_M$ ):

Une fois que la température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$  est estimée comme étant la température requise pour une meilleure dureté, voyant l'effet de la température de mise en solution sur la dureté.

La **figure 17** présente la variation de la dureté en fonction du temps de revenu  $t_R$ , à une température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$ , et ce pour les températures de mise en solution  $T_M=950^\circ\text{C}$  et  $T_M=1000^\circ\text{C}$  pendant une heure respectivement.



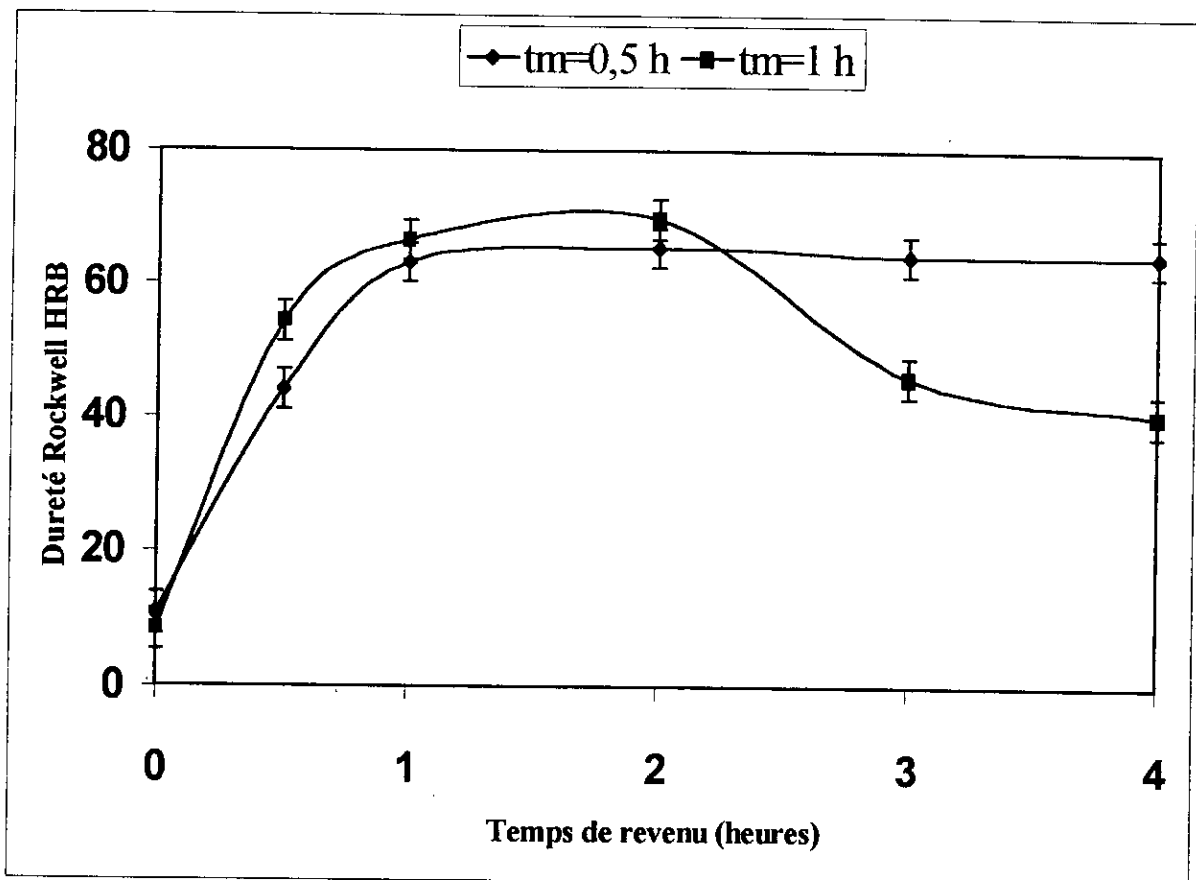
**Figure 17: Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu, pour des mises en solution de 950°C et 1000°C pendant une heure respectivement et un revenu à 500°C.**

Ici seul l'effet de la température de mise en solution est mis en évidence: on voit que pour une température de mise en solution  $T_M=1000^\circ\text{C}$ , la dureté est de loin meilleure que pour une température de mise en solution  $T_M=950^\circ\text{C}$ . En effet pour la température de mise en solution  $T_M=1000^\circ\text{C}$ , la dissolution du chrome est nettement plus élevée, amenant à une dureté élevée que l'on pourrait attribuer à la formation successive des phases  $\beta''$  et  $\beta'$  et enfin  $\beta$ .

Pour la température de mise en solution  $T_M=950^\circ\text{C}$ , la dissolution reste au contraire faible (du moins pour le temps de mise en solution adopté) faisant que même à la température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$ , qui semble conférer dans l'ensemble une dureté élevée à l'alliage, la dureté reste faible, car la précipitation n'y est probablement pas suffisante.

### II-3. Effet du temps de mise en solution ( $t_M$ ):

La **figure 18** présente la variation de la dureté en fonction du temps de revenu  $t_R$ , à la température de revenu  $T_R=500^\circ\text{C}$  et la température de mise en solution  $T_M=1000^\circ\text{C}$  pour deux temps de mise en solution  $t_M=1/2$  h et 1 heure. Cette figure montre que le temps de mise en solution a un effet certain:



**Figure 18:** Variation de la dureté Rockwell en fonction du temps de revenu, pour des temps de mises en solution d'une heure et d'une demi-heure à  $1000^\circ\text{C}$  et un revenu à  $500^\circ\text{C}$ .

- pour un temps de mise en solution  $t_M=1/2$  heure, la dureté atteint un maximum de 65,4 HRB en moins d'une heure de revenu et reste sur un palier jusqu'aux 4 heures réalisés. Phénomène que l'on pourrait attribuer aisément à la formation des zones GP.



En effet, le temps de mise en solution  $t_M$  étant quelque peu faible, la dissolution reste insuffisante et ne conduit qu'à la précipitation primaire à savoir les zones **GP**.

Il n'est pas exclu qu'un temps de revenu  $t_R$  alors beaucoup plus élevé pourrait faire apparaître les autres formes de précipitation ( $\beta''$ ,  $\beta'$  et par la suite  $\beta$ ).

- pour un temps de mise en solution  $t_M=1$  heure, ici au contraire, la dureté atteint un maximum de 69,9HRB pour environ 1<sup>h</sup>30 de revenu, bien qu'elle chute vers 45,8HRB après 3 heures de revenu.

Nous attribuons ce maximum de dureté à la formation des précipités  $\beta''$  (durs) suivie de celle de  $\beta'$  (plus doux) et enfin celle de  $\beta$  quand la dureté diminue.

En conclusion, nous pouvons dire que la dureté de l'alliage Cu-Cr à 0,7% de chrome, subissant un traitement de durcissement structural reste tributaire des quatre (04) paramètres  $T_M$ ,  $t_M$ ,  $T_R$  et  $t_R$  à la fois:

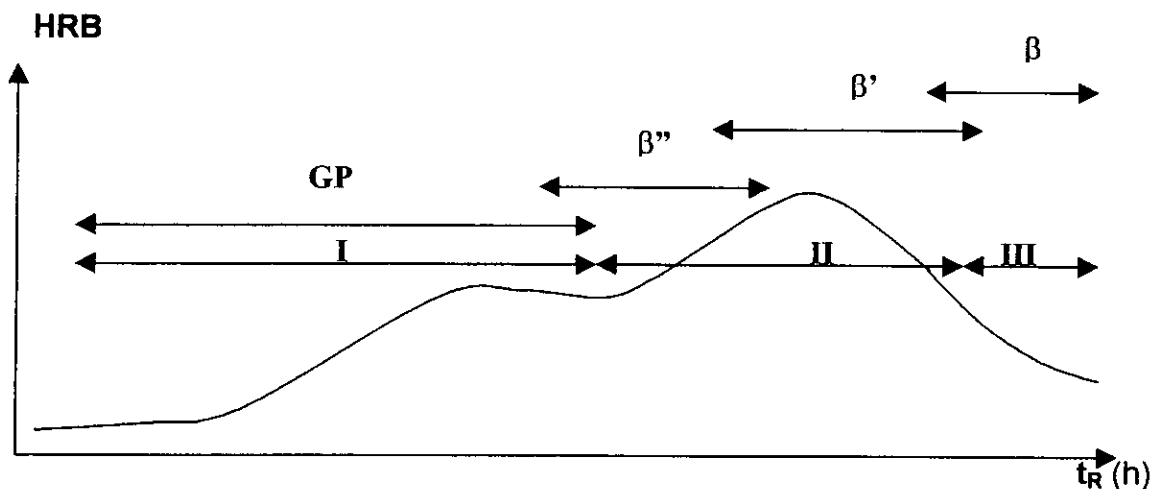
**- Paramètres de mise en solution ( $T_M$ ,  $t_M$ ):**

Une température de mise en solution modérée nécessite un temps de mise en solution élevé et vice versa, afin de permettre une bonne homogénéisation de la solution solide, et l'amener par la suite, par le revenu adéquat, à la précipitation nécessaire et suffisante requise pour une dureté élevée.

**- Paramètres de mise en solution ( $T_R$ ,  $t_R$ ):**

Le revenu n'a d'effet notable que si la mise en solution est réalisée dans les meilleures conditions, c'est-à-dire ayant permis à l'alliage un état homogène où la dissolution des atomes de chrome est à peu près complète.

Selon que la température de revenu  $T_R$  est faible, modérée ou élevée, pour les temps de revenu réalisés on n'a pu capter qu'une région ou l'autre de la variation de la dureté qui dans l'ensemble peut être représentée, pour un alliage à durcissement structural, comme suit:



Pour une température de revenu  $T_R$  faible ( $450^\circ\text{C}$ ), on n'a pu atteindre, pour les temps que nous avons réalisés, que la région I. Il n'est donc pas faux de penser à priori que pour la même température de revenu  $T_R$ , avec un temps de revenu beaucoup plus grand on pourrait atteindre les autres régions II et III.

Pour une température de revenu modérée ( $500^\circ\text{C}$ ), toujours pour nos temps de revenu, on a pu capter au moins une partie de la région II où la dureté est la plus élevée. La région I ayant été rapidement dépassée et la région III non encore atteinte. Pour cette température de revenu en particulier, nous remarquons que pour la même température de mise en solution ( $T_M=1000^\circ\text{C}$ ) selon que le temps de mise en solution  $t_M$  est faible (1/2 heure) ou élevée (1 heure) nous n'avons capter que le début de la région II (due à la formation des zones GP suivie des précipités  $\beta''$ ) ou la fin de cette même région (due à la croissance des précipités  $\beta''$ , à la formation des précipités  $\beta'$  et probablement au début de formation des précipités  $\beta$ ).

Enfin pour une température de revenu élevée ( $550^\circ\text{C}$ ), là au contraire les régions I et II sont rapidement dépassées, et on n'a pu capter que la région III où la dureté est faible car due à la formation des précipités  $\beta$  (après coalescence des  $\beta'$ ).

Aussi la mise en solution régit le nombre et la répartition des précipités qui seront appelés à se former alors que le revenu, par le biais de la diffusion, régit la

croissance des précipités qui se seront effectivement formés, plus ou moins rapidement. En effet, plus la température de revenu est élevée, plus la diffusion est activée, plus le temps de formation des différentes régions (donc des différents types de précipités) est court faisant qu'elles peuvent s'occulter les unes les autres, du moins dans l'intervalle de temps de revenu que nous avons réalisé.

Ainsi, une mise en solution de 1000°C pour une durée allant d'une demi-heure à une heure et un revenu à 500°C sur l'alliage Cu 0,7% Cr, semble être le traitement thermique adéquat qui nous permet d'atteindre une dureté qui se rapproche le plus de celle de la roue de référence qui est de 72,9 HRB.

### III- Microstructures:

#### - Echantillon de la roue de référence:

Les microstructures (figure 19-a et 19-b) montrent clairement la présence de macles, caractéristiques d'une structure de recuit.



a) (x 50)



b) (x 200)

**Figure 19: Microstructures de l'échantillon de la roue de référence.  
(Dureté HRB=72,9)**



En effet, les métaux de structure C.F.C dont l'énergie de défaut d'empilement n'est pas trop forte, comme le cuivre, sont caractérisés par la présence de macles de recuit qui se forment pendant la recristallisation et surtout lors de la croissance des grains [12].

Ces macles apparaissent sous forme de lamelles qui peuvent traverser les grains.

Cet échantillon prélevé sur la roue de référence a certainement subi un traitement thermique, vu la présence de macle de recuit. Traitement qui a affiné la structure, fait d'ailleurs conforté par la forte dureté enregistrée.

#### - Echantillon de la roue élaborée :

Nous nous contentons dans cette partie de présenter seulement les microstructures des échantillons de la roue élaborée ayant subi les traitements thermiques qui ont amené aux duretés les plus élevées, se rapprochant le plus de celle de la roue de référence.

-  $T_M = 1000^\circ\text{C}$ ,  $t_m = 1^{\text{h}}00$ ,  $T_R = 500^\circ\text{C}$ .

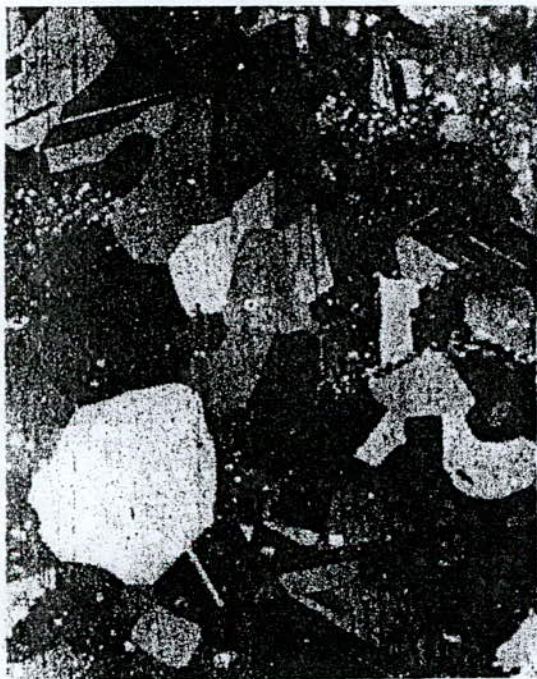
Pour un temps de revenu  $t_R = 2^{\text{h}}00$  (**Fig.20 - Micrographie M<sub>1</sub>**), les grains sont relativement gros, présentant pour certains des macles de recuit, avec de fins précipités très dispersés (**Fig.20 b**).

Pour un temps de revenu  $t_R = 3^{\text{h}}00$  (**Fig.21 - Micrographie M<sub>2</sub>**), les grains sont plus gros que ceux observés pour un temps de revenu  $t_R = 2^{\text{h}}00$ , mais nous constatons en plus la présence d'une multitude de précipités qui sont déjà relativement gros, probablement en voie de coalescence.

-  $T_M=1000^{\circ}\text{C}$ ,  $t_m=1/2^{\text{h}}00$ ,  $T_R=500^{\circ}\text{C}$ .

Pour un temps de revenu  $t_R=2^{\text{h}}00$  (**Fig.22 – Micrographie M<sub>3</sub>**), nous avons une structure assez fine avec présence de macles, qui ressemble assez à celle de la roue de référence (**Fig.19-a**).

A l'inverse, pour un temps de revenu  $t_R=4^{\text{h}}00$  (**Fig.23 – Micrographie M<sub>4</sub>**), les grains sont plus gros avec des précipités <sup>^</sup> bien apparents et assez finement dispersés (Fig.23-a).



a) (x 50)



b) (x 100)

**Figure 20: Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subi une mise en solution d'une heure à  $1000^{\circ}\text{C}$  et un revenu à  $500^{\circ}\text{C}$  durant deux heures. (Dureté HRB=69,9).**



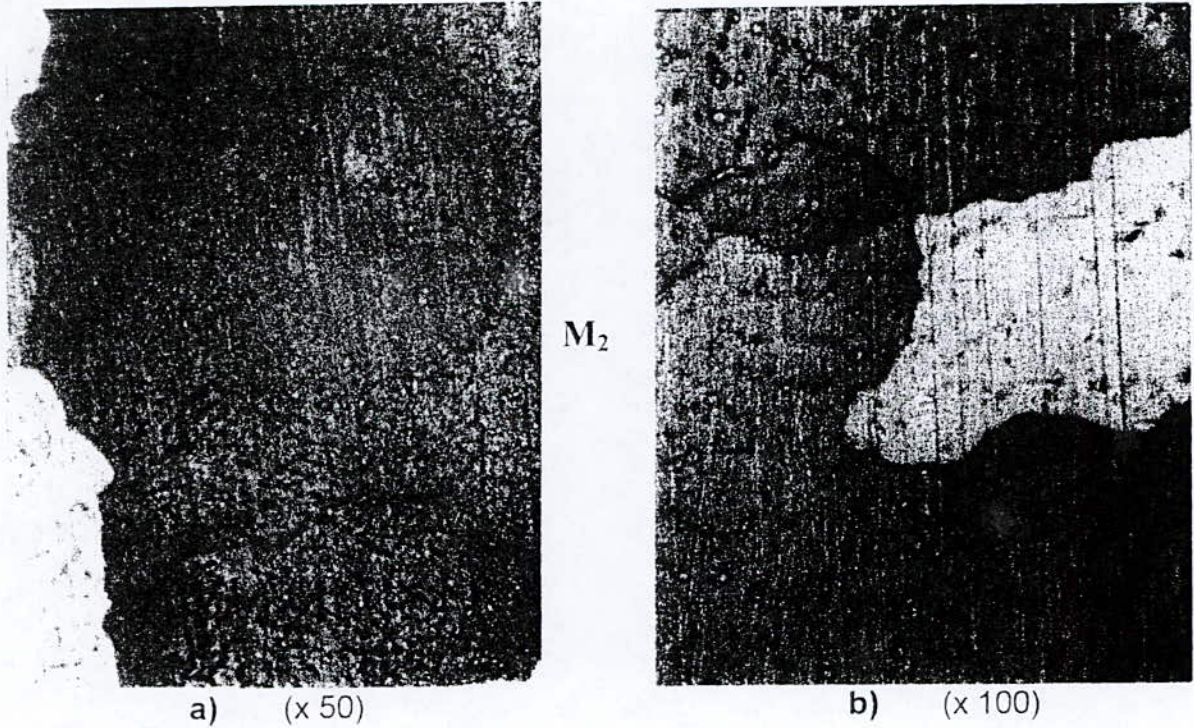


Figure 21: Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subi une mise en solution d'une heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant trois heures. (Dureté HRB=45,8).

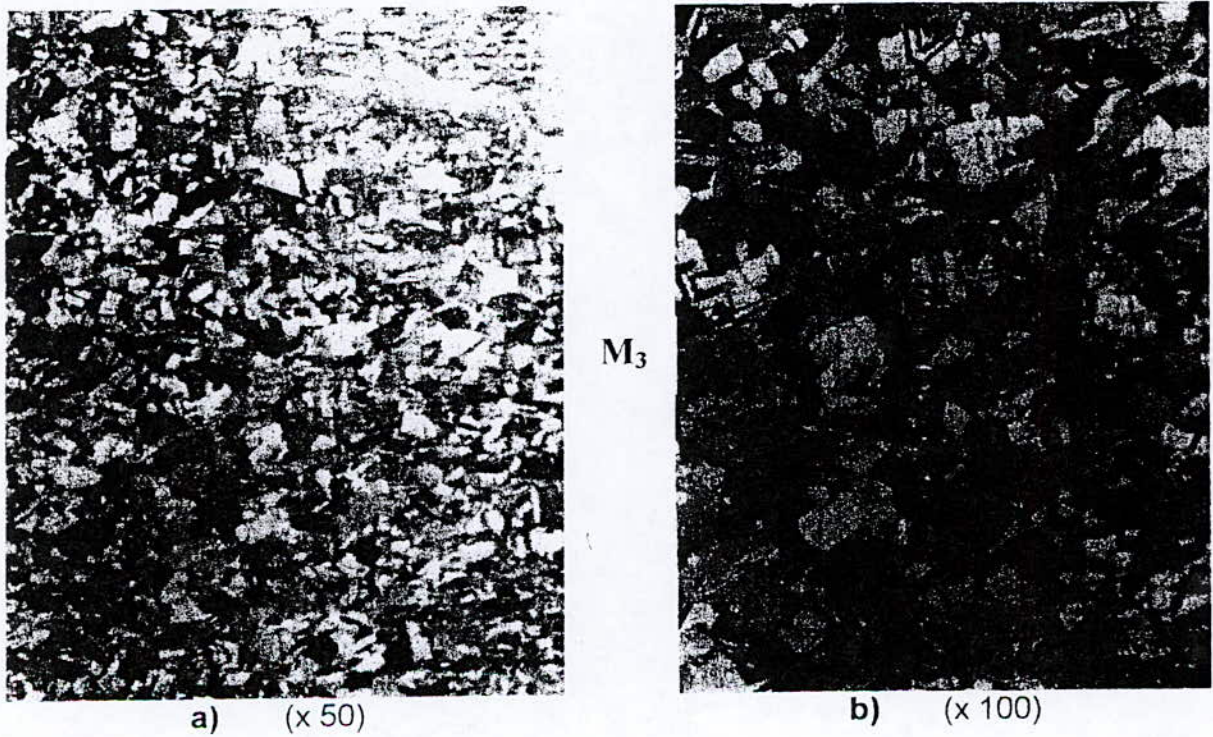
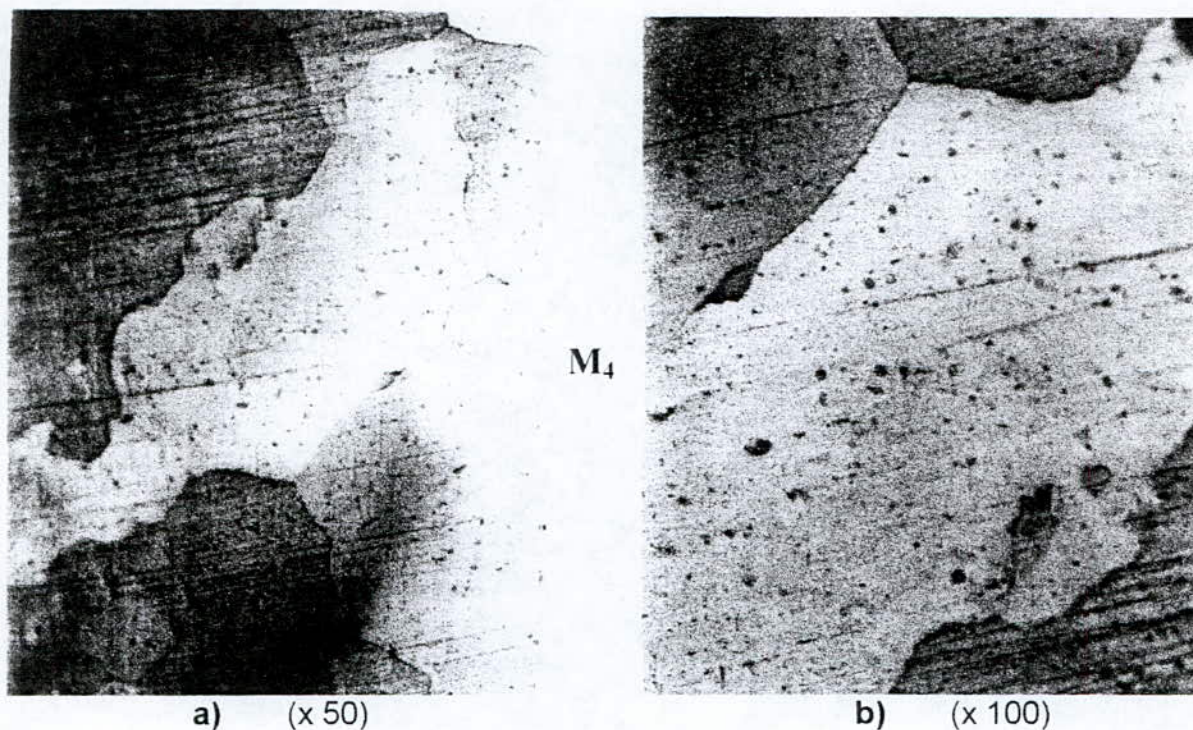


Figure 22: Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subi une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant deux heures. (Dureté HRB=65,4).





**Figure 23: Microstructures de l'échantillon de la roue élaborée, ayant subi une mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C durant quatre heures. (Dureté HRB=64,2).**

Pour une mise en solution d'un heure à 1000°C et un revenu à 500°C, les grains restent relativement gros, à cause probablement du temps de mise en solution prolongé qui a favorisé un grossissement excessif des grains, mais qui a aussi permis une précipitation plus rapide, dont on voit bien les précipités après deux heures de revenu (**Fig. 20**), alors que les grains grossissent de leur côté au fur et à mesure que le temps de revenu augmente. C'est là un phénomène qui conforte la variation de la dureté, alors pas loin de son maximum en  $M_1$  (**Fig. 24**), correspondant à la **micrographie  $M_1$** , où se sont formées probablement les phases  $\beta''$  et  $\beta'$ , pour décroître en  $M_2$ , qui correspond à la **micrographie  $M_2$** , que nous attribuons à la formation du débit de la phase  $\beta$ .

Après avoir étudié les différentes microstructures présentées dans cette partie, il semblerait qu'un temps de mise en solution d'une demi-heure à 1000°C et un revenu à 500°C pour une durée supérieure à une heure sur l'alliage Cu- 0,7% Cr, soit le traitement thermique requis pour atteindre une dureté qui se rapproche le plus de celle de la roue de référence.



# Conclusion générale et recommandations

# Conclusion générale et recommandations

Les traitements thermiques de durcissement structural que nous avons fait subir à l'alliage cuivre – chrome (0,7% de chrome) nous ont permis de dégager respectivement les températures de revenu et de mise en solution optimums ainsi que les meilleurs temps de mise en solution et de revenu.

Ainsi, dans la gamme des traitements thermiques réalisés, **une mise en solution de 1000°C pendant une demi-heure** suivie d'une **trempe et d'un revenu à 500°C pour des temps de maintien supérieurs à une heure** semblent être les plus adéquats pour obtenir la dureté et la microstructure se rapprochant le plus de celles de la roue de référence.

Toutefois, la dureté enregistrée sur les échantillons traités dans les conditions sus - citées restent plus faibles que celle de l'échantillon prélevé sur la roue de référence, ce que nous attribuons à priori à la présence de l'élément silicium en plus grande quantité dans cette dernière comparée à la roue élaborée localement par coulée avec une désoxydation au  $\text{Cu}_3\text{P}$ . En effet, le silicium a la particularité de favoriser la précipitation du chrome augmentant par conséquent la dureté de l'alliage.

Au vu de notre étude, nous nous permettons de dégager certaines recommandations qui pourraient conférer une meilleure dureté à cet alliage:

- La température de mise en solution doit être aussi élevée que possible afin d'assurer une sursaturation maximale après trempe, en pratique la limite supérieure de cette température est dictée par les risques de brûlure (amorce de fusion), et le temps de maintien ne doit pas être trop important afin d'éviter un grossissement excessif des grains.
- Effectuer une trempe rapide, car si la vitesse de trempe est trop faible, la précipitation peut débuter au cours du refroidissement avec formation de zones ou de germes. Celle-ci ayant lieu dans un intervalle de températures supérieures à celles du revenu, on obtiendrait alors une précipitation plus grossière et difficile à contrôler qui nuirait à l'obtention d'une fine distribution de précipités recherchée.
- Effectuer un double vieillissement qui consiste en un revenu à température assez basse permettant d'obtenir une distribution plus fine des germes, suivi d'un revenu à plus haute température permettant de faire croître plus rapidement ces germes tout en conservant leur répartition initiale.
- Utiliser le silicium comme désoxydant, car celui-ci favorise la précipitation du chrome, lequel rehausse la dureté de l'alliage.

# Annexes

# Annexe I

## Schémas des diagrammes d'équilibres

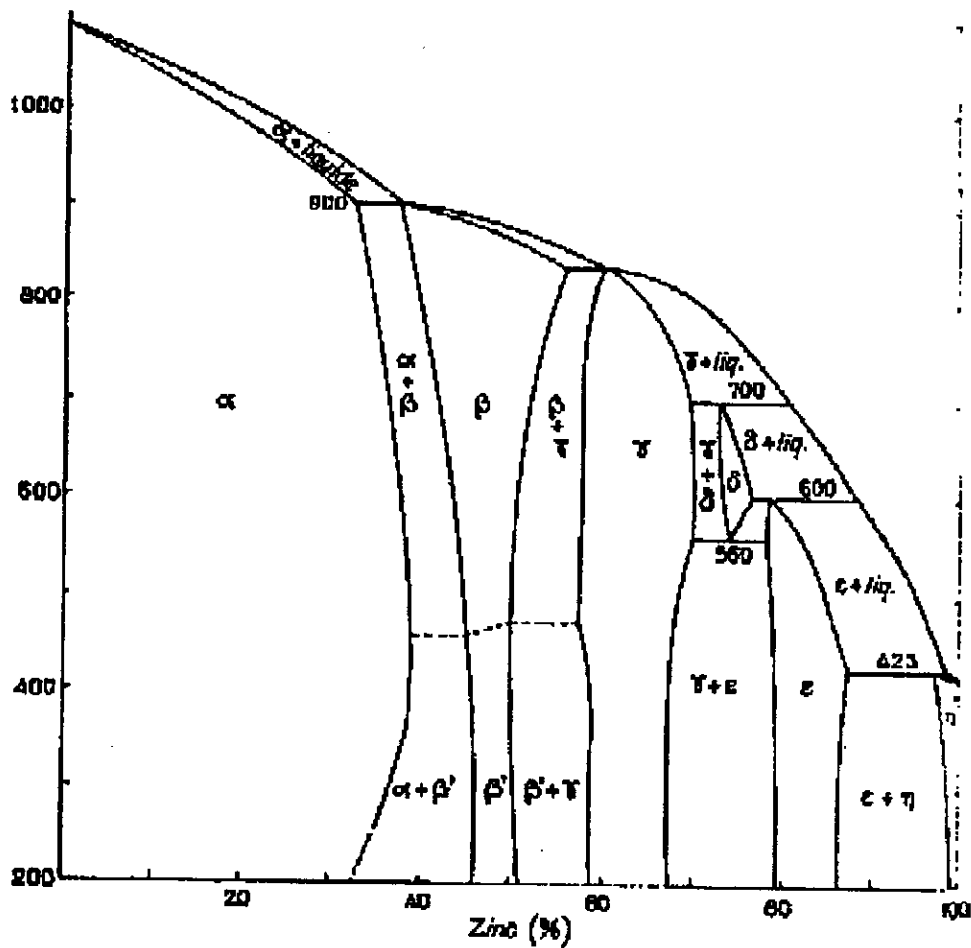


Figure 25: Diagramme d'équilibre cuivre-zinc [4].

Figure 26: Diagramme d'équilibre cuivre-étain [4].

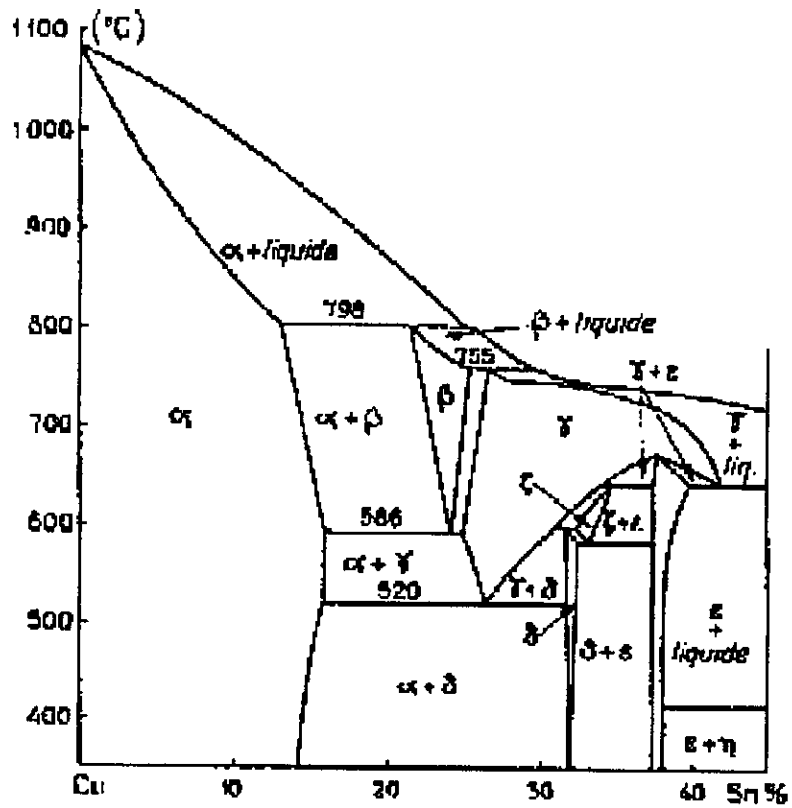
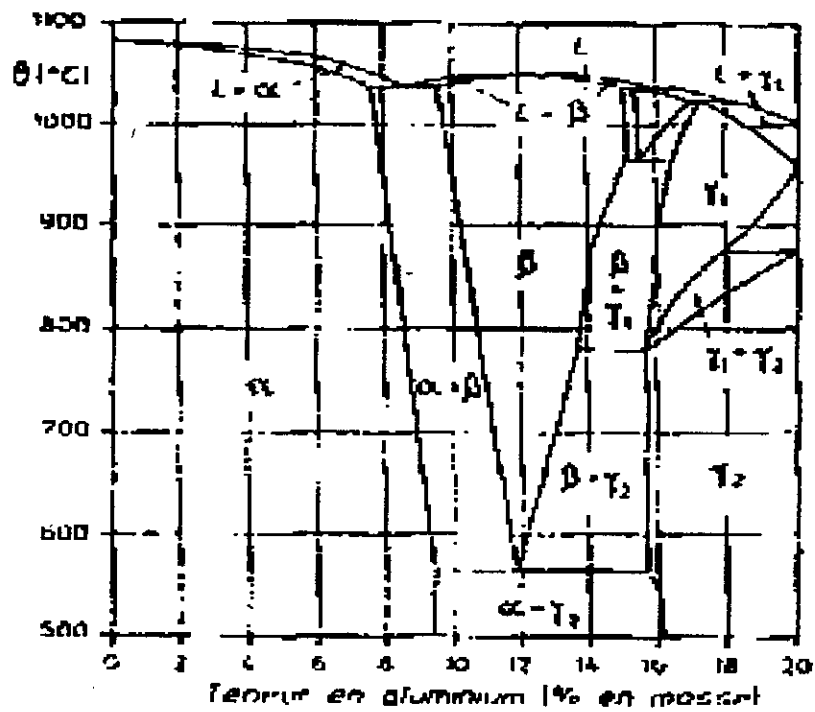


Figure 27: Diagramme d'équilibre cuivre-aluminium [4].



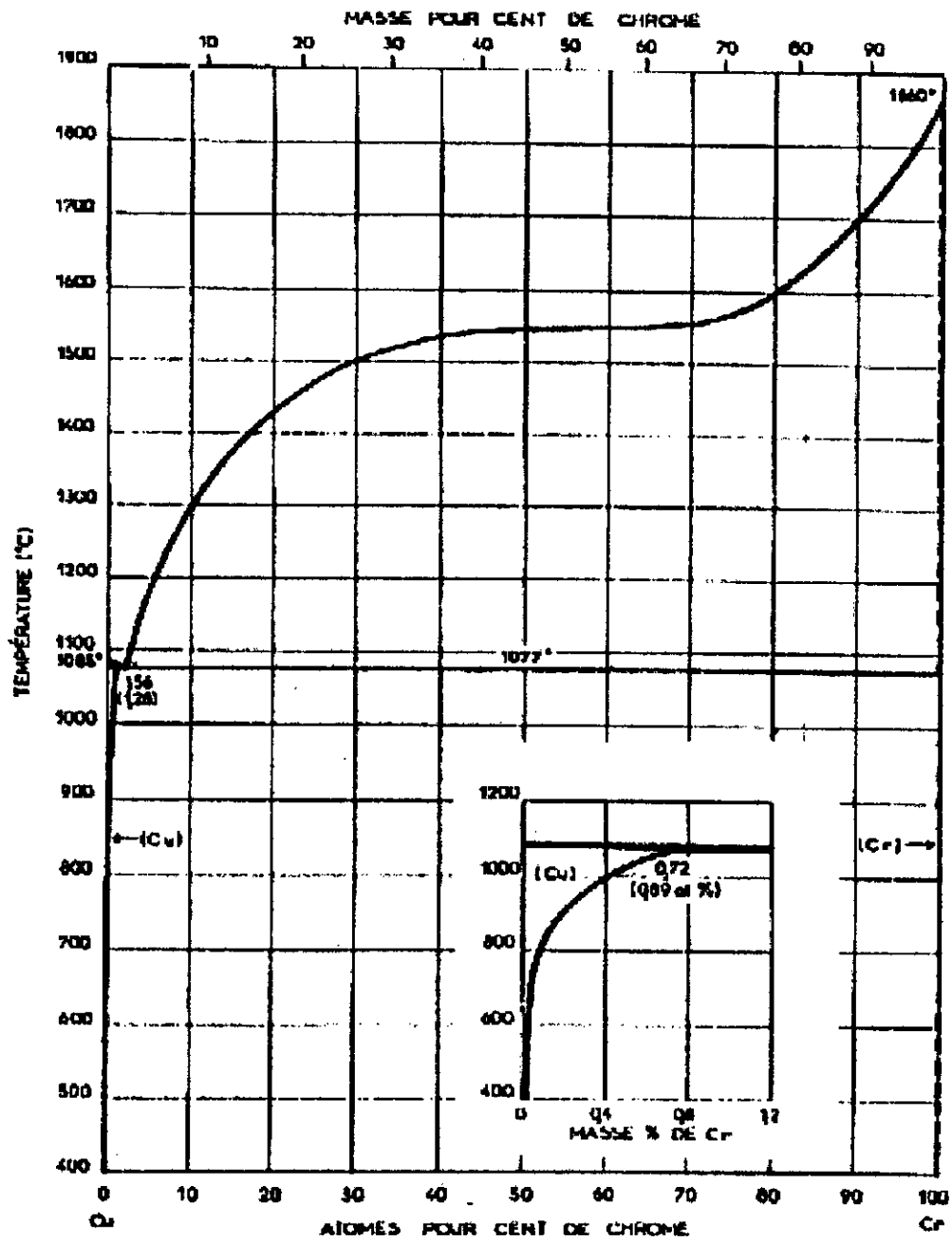


Figure 28: Diagramme d'équilibre cuivre-chrome [20].

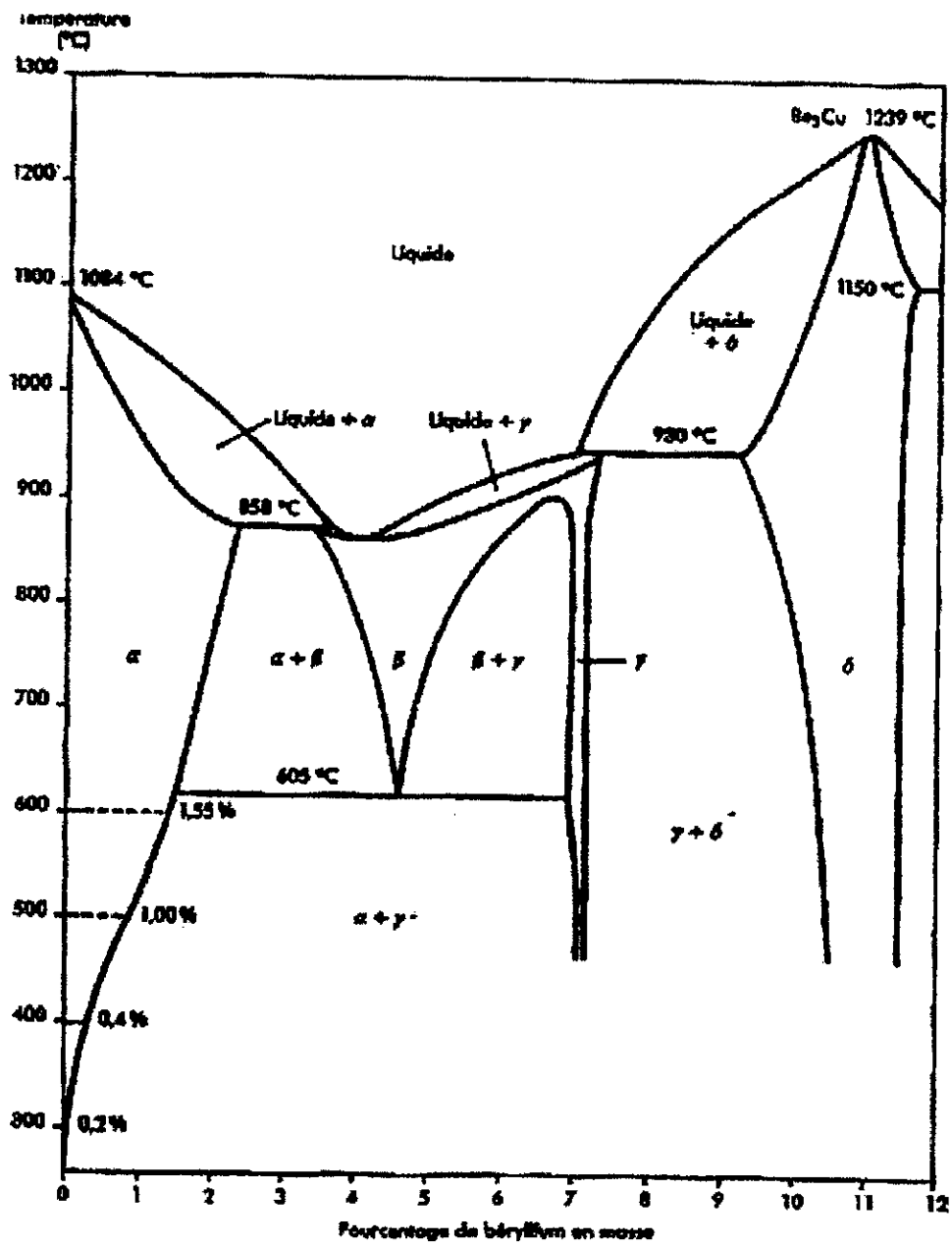


Figure 29: Diagramme d'équilibre cuivre-béryllium [5].



# Annexe II

## Résultats des essais de durestés

### I- Température de mise en solution $T_M=1000^\circ\text{C}$ , temps de mise en solution ( $t_M$ )=1h00

#### a- Température de revenu ( $T_R$ )=450°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.5	21.5	16.8	19.7	27.2	23.2

#### b- Température de revenu ( $T_R$ )=500°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.5	54.2	66.6	69.9	45.8	40.2

#### c- Température de revenu ( $T_R$ )=550°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.5	20.8	22.5	26.5	34.1	35.3

### II- Température de mise en solution $T_M=1000^\circ\text{C}$ , temps de mise en solution ( $t_M$ )=1/2 h

#### a- Température de revenu ( $T_R$ )=450°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	10.8	28.9	16.9	23.9	31.4	25

#### b- Température de revenu ( $T_R$ )=500°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	10.8	44	63.3	65.4	64.2	64.2

#### c- Température de revenu ( $T_R$ )=550°C

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	10.8	24	21.4	22.8	33.4	31.7

**III- Température de mise en solution  $T_M=950^\circ\text{C}$ , temps de mise en solution ( $t_M$ )=1<sup>h</sup>00**

**a- Température de revenu ( $T_R$ )=450 $^\circ\text{C}$**

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.9	10.03	10.25	23.9	17.2	14.5

**b- Température de revenu ( $T_R$ )=500 $^\circ\text{C}$**

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.9	15	21.3	15	14.6	24.5

**c- Température de revenu ( $T_R$ )=550 $^\circ\text{C}$**

Temps de revenu $t_R$ (heures)	0	1/2	1	2	3	4
Dureté HRB	8.9	12.6	16.4	27.1	28.3	22.2

# Références bibliographiques

# Références Bibliographiques

**[01]- AFNOR.**

Conception des pièces métalliques moulées.

**[02]- J. LIGNOU, R. MAILLEBUAN.**

Technologies des fabrications mécaniques.

**[03]- J. BARRALIS, G. MAEDER.**

Précis de métallurgie.

Edition NATHAN –1990-

**[04]- D. ARNAUD, J. BARBERY, R. BLAIS, B. FARGETTE, P. NAUDOT.**

Propriétés du cuivre et de ses alliages.

Technique de l'ingénieur M430 –1985-

**[05]- Publication de centre technique du cuivre.**

Le cuivre et ses alliages.

Edition –1992-

**[06]- D. WHITWHAM.**

Traitements thermiques des alliages de cuivre.

Technique de l'ingénieur M1295 –1985-

**[07]- L. GUILLET, R. LEROUX.**

Traitement des alliages cuivreux.

Techniques de l'ingénieur M1280 –1956-

**[08]- I. LAKHTINE.**

Métallographie et traitements thermiques des métaux.

Edition MIR (Moscou) –1978-

**[09]- L. GUILLET.**

Précis de métallographie.

Edition MASSON –1984-

**[10]- C. CHAUSSIN, G. HILLY.**

Métallurgie, Tome 1.

Edition DUNOD (Paris) –1976-

**[11]- P. MERLE, J. MERLIN, R. BORRELY.**

Précipitation structurale et durcissement associé.

Revue de traitements thermiques n°216 –1988-

**[12]- J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT, J. TALBOT.**

Métallurgie générale.

Edition MASSON et C<sup>ie</sup> –1969-

- [13]- **M. RUIN.**  
Aperçus théoriques et aspects pratiques du traitement thermique des alliages légers.  
Revue de traitements thermiques n°204 –1986-
- [14]- **N. BOUAOUDJA.**  
Matériaux, Tome 1.  
Edition O.P.U –1992-
- [15]- **A. ROOS, B. MILLET.**  
Précis de métallurgie appliquée.  
Edition LAVOISIER (Paris) –1982-
- [16]- **AFNOR.**  
Essai de dureté ROCKWELL. Echelle: B-E-F-G-H-L.  
Edition –1972-
- [17]- **E. G. WEST.**  
Copper and its alloys.  
Ellis Horwood Limited – 1982.
- [18]- **J. SMITHELLS.**  
Metals reference book (volume 1).  
Butter worths et Co –1967-
- [19]- **METAL HAND BOOKS.**  
Metallography and microstructures (volume 9).
- [20]- Diagrammes d'équilibres.  
Technique de l'ingénieur M70 –1985-
- [21]- **H. BOUZELMAT.**  
Elaboration et caractérisation de la matière d'une électrode en cuivre.  
P.F.E (E.N.P 1997).