



## MODELISATION DE L'INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIETES MECANIQUES DES ALLIAGES ALUMINIUM-CUIVRE (Al-Cu)

S. ELHAMZI<sup>1,2</sup>, A. IBNLFASSI<sup>2</sup>, L. ZERROUK<sup>1</sup>, O. BEN LENDA<sup>1</sup>, J. KATTEN<sup>1</sup>, Y. AIT YASSINE<sup>3</sup>, L. BOURDEN<sup>3</sup>, E. SAAD<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Physico-chimie des Procédés et des Matériaux, Department de chimie, Université Hassan 1<sup>er</sup>, Settat, Maroc

<sup>2</sup> Sciences de l'Environnement Et Développement, Department de biologie, Université Hassan 1<sup>er</sup>, Settat, Maroc

<sup>3</sup> Thermodynamique et energetique, Faculté des Sciences, Université Ibn Zohr, Agadir, Maroc

### ABSTRACT

In order to master and improve the quality and properties of the final products, the major industrial challenge lies in the possibility of controlling the morphology, size of microstructures that reside within the molded pieces, as well as their defects; this is the fundamental reason according to which we are more and more interested in mastering the growth and germination of such alloys, as well as the developing structures, at the time of solidification process. The modeling reveals as a valuable aid in the mastery of the formation of such heterogeneousness: segregation cells that are incompatible with industrial requirements. The whole work focuses upon the modeling of the segregation phenomenon of the four hypoeutectic alloys, Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu, as well as the copper effect upon certain mechanical properties of aluminum. Usually, the microstructure and mechanical behavior of such alloys as Al-Cu are directly influenced by some parameters such as composition, cooling velocity and homogenization process.

### Indexing terms/Keywords

Aluminium-copper alloys; growth; homogenization; mechanical properties; modeling; segregation; solidification.

### RESUME

Afin de maîtriser et d'améliorer la qualité et les propriétés des produits finaux, le défi industriel majeur réside dans la possibilité de contrôler la morphologie, la taille des microstructures dans des pièces coulées ainsi que leurs défauts, raison pour laquelle on s'intéresse à maîtriser la croissance et la germination des alliages, et les structures qui s'y développent, lors du processus de solidification. La modélisation est un outil précieux dans la maîtrise de la formation de ces hétérogénéités: cellules de ségrégation, qui sont incompatibles avec les exigences industrielles. Le travail porte sur la modélisation du phénomène de ségrégation des quatre alliages hypoeutectiques: Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu ainsi que l'effet du cuivre (Cu) sur des propriétés mécaniques de l'aluminium. En général, la microstructure et le comportement mécanique des alliages de type Al-Cu sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition, la vitesse de refroidissement et le processus d'homogénéisation.

# Council for Innovative Research

Peer Review Research Publishing System

Journal: JOURNAL OF ADVANCES IN PHYSICS

Vol. 10 , No. 2

[www.cirjap.com](http://www.cirjap.com), [japeditor@gmail.com](mailto:japeditor@gmail.com)



## INTRODUCTION

L'aluminium, sous sa forme pure ou dans des alliages, est l'un des métaux les plus utiles sur la planète. Sa polyvalence ne cesse d'étonner. Son avenir est porteur de développements encore insoupçonnés.

L'industrie de l'aluminium est convoitée pour de nombreuses raisons, allant de la disponibilité d'un matériau d'avenir à des impacts majeurs sur la création de richesse collective. Il s'agit d'un produit de base dont la consommation est en croissance et généralisée à l'échelle mondiale. En effet, l'utilisation de l'aluminium dans le secteur automobile augmente régulièrement du fait notamment de sa faible densité. Cela entraîne une baisse de poids du véhicule qui se traduit par une diminution de la consommation de carburant et donc des émissions de gaz à effet de serre.[1]

Bien que l'aluminium soit parfois utilisé tel quel, on lui ajoute souvent de petites quantités d'autres métaux pour obtenir des alliages aux propriétés particulières. Certains éléments d'alliage augmentent la résistance mécanique ou la résistance à la corrosion. D'autres améliorent l'aptitude à l'usinage, la malléabilité, la soudabilité et la résistance aux températures élevées.

Les éléments d'alliage dans l'aluminium conditionnent, pour une part, la nature, la structure, la morphologie, la taille et la répartition des phases susceptibles d'apparaître dans la gamme de température considérée. De plus, la solubilité et la diffusion des éléments d'alliage jouent des rôles importants sur l'amplitude et la cinétique de précipitation dans des proportions considérables.

La gamme d'alliages très étendue, permet de trouver celui qui correspond aux contraintes d'utilisation envisagées, les propriétés mécaniques donc de l'aluminium peuvent être modifiées avec l'addition d'autres métaux, notamment le cuivre qui contribue fortement à l'amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages et améliore considérablement les aptitudes à l'usinage des pièces réalisées.

L'objectif de ce travail est de modéliser le phénomène de la ségrégation des alliages Al-Cu, cela consiste essentiellement à étudier d'abord l'influence de l'homogénéisation, tout en variant systématiquement les trois paramètres: temps, température et composition, puis après l'étude de l'influence de l'ajout de cuivre et de la vitesse de refroidissement sur les différentes propriétés mécaniques des alliages en question.

On imagine alors tout l'enjeu qu'il y a à comprendre et à maîtriser ; la morphologie et l'évolution de l'interface de solidification.

## 1. MATÉRIELS ET MÉTHODES

Les travaux de modélisation de la solidification se sont concentrés essentiellement sur le calcul de l'évolution du champ thermique dans des pièces coulées. Ce champ de température est obtenu par la résolution de l'équation de diffusion de la chaleur.

L'ensemble du domaine est constitué du solide plus liquide, et le problème de diffusion de la chaleur avec transformation de phase peut être exprimé par la formule suivante [2]:

$$\text{div}(\overrightarrow{K\text{grad}T}) + \dot{Q} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$$

Avec:

K est la conductivité thermique.

$\rho$  est la densité volumique.

$c_p$  est la chaleur spécifique.

$\dot{Q}$  est le terme source lié à la libération de la chaleur latente de fusion.

$$\dot{Q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t}$$

Avec:

L est la chaleur latente de fusion.

$f_s$  est la fraction du solide.

La vitesse de diffusion d'un soluté augmente avec la température (vibration du réseau) et s'exprime de la manière suivante [1]:

$$D_i = D_i^0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_i}{RT}\right)$$

Avec:

$D_i^0$  est le terme pré-exponentiel.

$Q_i$  est l'énergie d'activation.

R est la constante des gaz parfaits.

T est la température en Kelvin.

Avant toute investigation microstructurale, il est indispensable d'étudier parfaitement le diagramme d'équilibre entre phases Al-Cu en vue de connaître les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les condition d'équilibre.

Le système aluminium-cuivre a été l'un des premiers à être industriellement exploité sous l'appellation « duralumin » qui a été, pendant longtemps, la dénomination commerciale et usuelle des alliages d'aluminium à 4 % de cuivre de la famille 2000. La solubilité du cuivre dans l'aluminium à l'état solide décroît de 5,7 % depuis la température eutectique de 547 °C jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 %.[3]

Le diagramme d'équilibre de ce système figure 1 est caractérisé par sa complexité en particulier entre 20 et 50 % en masse d'aluminium, où on note de nombreuses phases métastables.

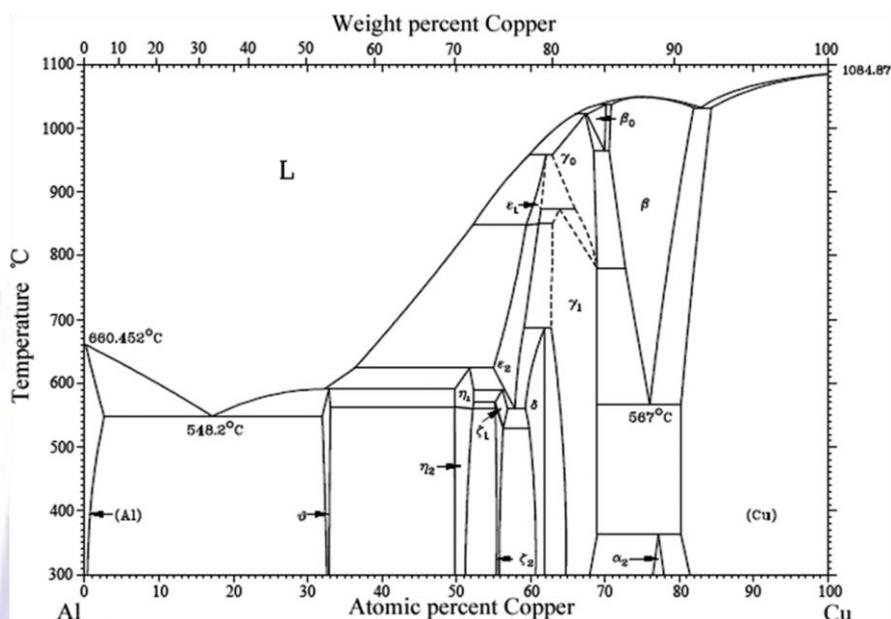


Fig 1 : Le diagramme de phase de Al-Cu [4].

La figure 2 présente une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu (partie riche en aluminium). Dans ce diagramme, la ligne du solvus présente, à l'équilibre, la limite de solubilité du cuivre dans l'aluminium; à gauche de cette ligne, il y a une solution solide  $\alpha$  (solution de cuivre dans l'aluminium) et, à droite, outre la phase  $\alpha$  (la matrice), une seconde phase:  $\text{CuAl}_2$ , notée  $\theta$  et contenant 53%<sub>m</sub> de cuivre. Ainsi, à 400°C, par exemple, la solubilité maximale, à l'équilibre, du cuivre dans l'aluminium est de 1,8%, et le reste du cuivre est précipité sous forme de  $\text{CuAl}_2$ . [6]

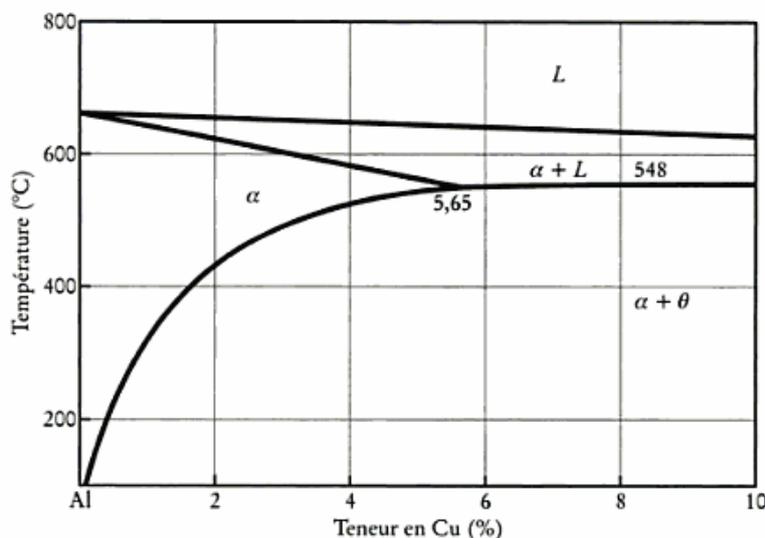


Fig 2 : Une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu [5].

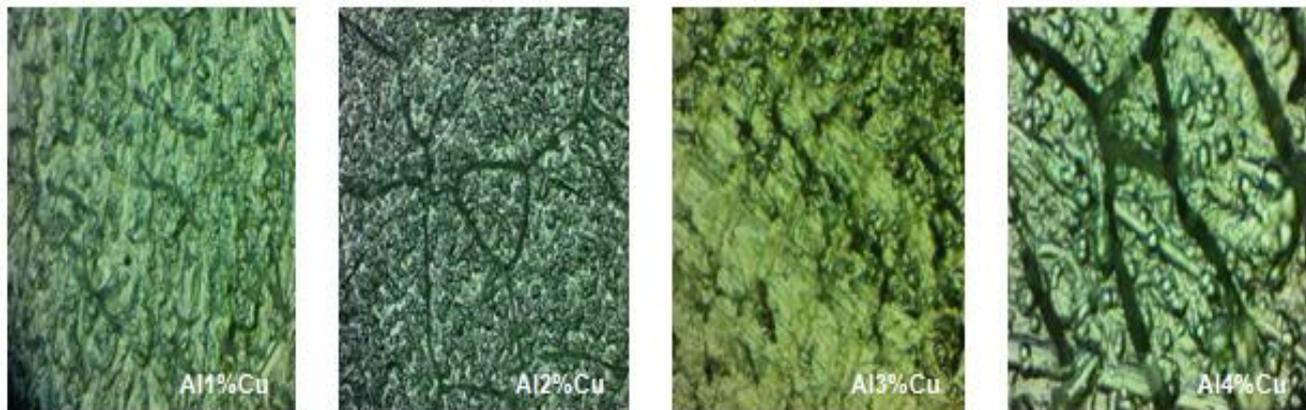
Durant notre étude nous supposons que la forme géométrique de nos alliages est un lingot cylindrique de longueur 100  $\mu\text{m}$ .

## 2.RESULTATS ET INTERPRETATION

La grande majorité des propriétés thermomécaniques de l'alliage sont issues du type de microstructure obtenue par l'interaction de différents paramètres physicochimiques lors de la solidification. Ces paramètres proviennent d'une part des conditions physiques de solidification et d'autre part de la chimie de l'alliage (éléments d'alliage ajoutés: Cu dans notre cas) .

Les observations métallographiques portées sur la figure 3 sont caractérisées par l'existence des cellules de ségrégation pour toutes les quatre compositions étudiées.

### 2.1.Etude structurale des alliages AlCu



**Fig 3 : La structure de la matrice après trempé des des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.**

La structure de trempé des alliages est caractérisée par la présence de cellules de ségrégation. Nous constatons au fur et à mesure que la teneur de l'étain augmente (de 1% à 4%) , le taux des cellules de ségrégation devient de plus en plus important.

### 2.2.Influence de l'homogénéisation

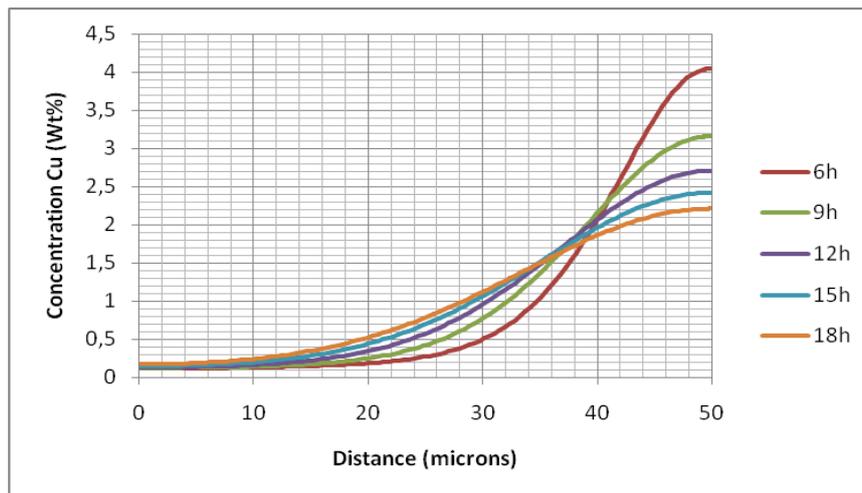
Pour la suite de l'étude, on s'intéresse à comprendre l'effet de l'homogénéisation en fonction des trois paramètres: temps, température et composition et voir l'influence de chacun sur la concentration du cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot.

#### Influence du temps

La figure 4 montre l'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps, de l'alliage Al1%Cu à la température 400°C. On constate qu'il y a mélange des deux métaux avec tendance à la formation d'une solution solide homogène. En effet , pour le maintien prolongé dans le temps; la concentration en Cu à la surface du lingot reste presque constante au alentour de 0.01 (wt%) et commence à augmenter légèrement à partir de 10 microns. Contrairement au cœur du lingot, la concentration en Cu est caractérisé par une forte diminution entre 6 heures et 18 heures et passe de 4.04 à 2.2 (wt%), cependant, nous pouvons noter aussi que la concentration en Cu a tendance à être uniforme en tout point entre la surface et le cœur du lingot au-delà de 18 heures.

Qualitativement, il apparaît que les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent, plus précisément sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion.

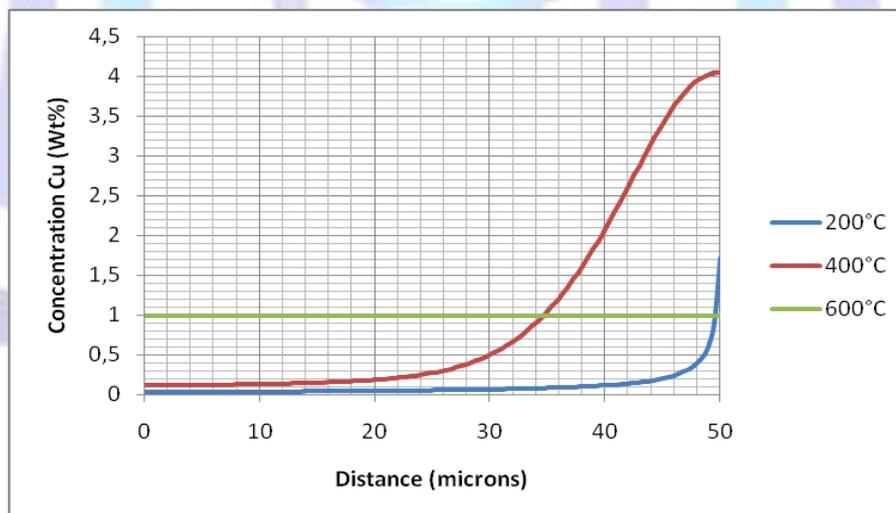
Donc il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire.



**Fig 4: Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Cu à la température 400°C.**

### Influence de la température

Pour les trois températures de maintiens 200°C, 400°C et 600°C, les évolutions de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, de l'alliage Al1%Cu au bout de 6 heures, sont portées sur la figures 5. On observe que la concentration en Cu à 600°C présente la plus élevée 0.98 (wt%) et elle reste constante, tandis qu' à 400°C, on constate un enrichissement progressif en Cu à partir de 10 microns: 0.12 (wt%) jusqu'au cœur du lingot 4.04 (wt%); ces valeurs tendent vers des valeurs d'équilibre. Pour la température 200°C, la concentration en Cu ne semble pas affectée car la vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide, la concentration reste nulle et ne commence à augmenter qu'au-delà de 28 microns: la variation est certes faible mais également détectable. Par ailleurs, la comparaison des concentrations en cuivre en tout point du lingot montre que la concentration d'équilibre en Cu est plus élevée à 600°C. Nous pouvons donc suggérer que la diffusion de cuivre en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants à haute température car plus la température augmente, plus il y a d'atomes qui ont l'énergie suffisante pour diffuser.



**Fig 5: Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C,400°C et 600°C de l'alliage Al1%Cu au bout de 6 heures.**

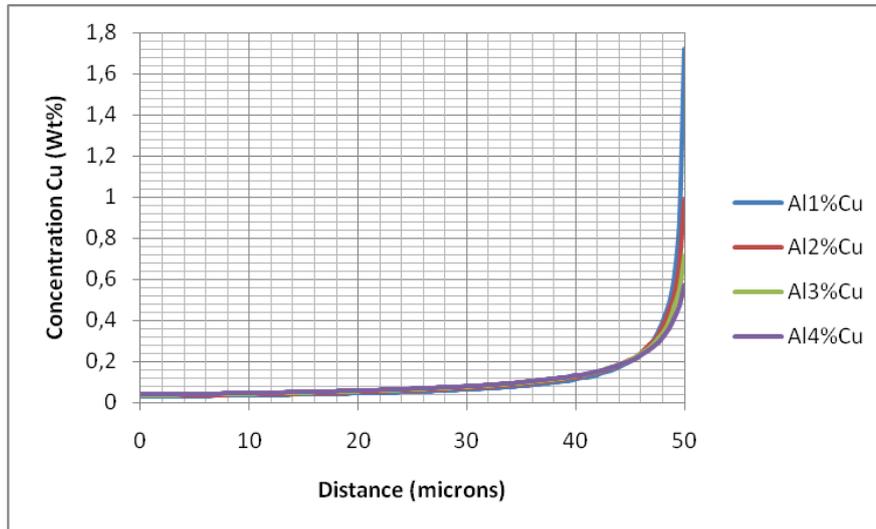
### Influence de Cu

Pour étudier l'influence de cuivre, nous avons travaillé sur quatre compositions différentes : Al1%Cu, Al2% Cu, Al3% Cu et Al4% Cu.

L'évolution de la concentration de Cu est représentée dans les figures ci-dessous :

La figure 6, montre l'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 200°C des quatre alliages en question au bout de 6 heures.

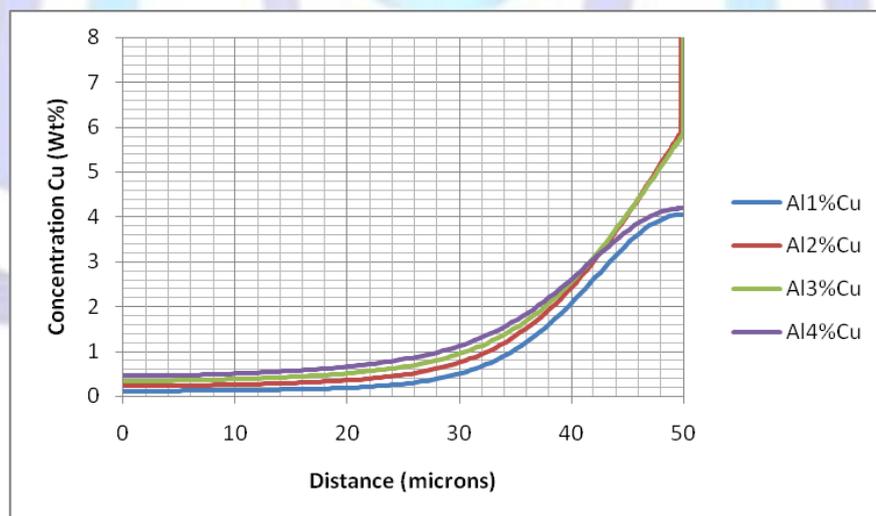
De la surface jusqu'à la distance 46 microns on voit que les courbes possèdent presque le même taux de variation, au-delà de cette distance, l'alliage Al1%Cu suit sa progression et atteint une valeur maximale de 1.72 (wt%), l'alliage Al2%Cu ne dépasse pas 0.98 (wt%) tandis que les deux autres alliages contenant plus de cuivre : Al3%Cu et Al4%Cu prennent des valeurs minimales au cœur du lingot avec des concentrations très faibles en Cu, respectivement 0.71 et 0.57 (wt%).



**Fig 6: Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.**

L'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au bout de 6 heures, à la température 400°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu est représentée dans la figure 7.

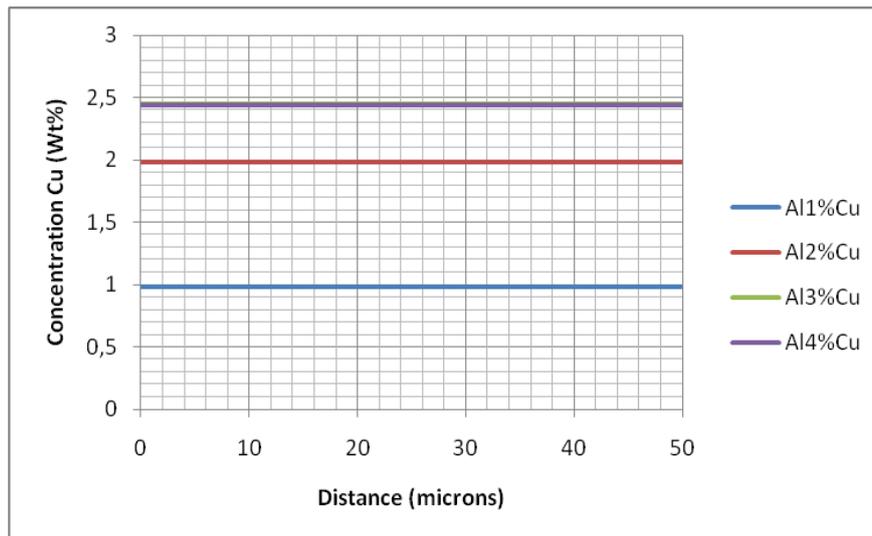
On constate une augmentation progressive des valeurs de la concentration de Cu; en effet, à la surface du lingot les alliages contenant plus de cuivre ont les concentrations les plus élevées jusqu'au 42 microns où on voit clairement qu'au fur et à mesure qu'on s'approche du cœur, les concentrations en Cu des alliages Al1%Cu et Al4%Cu ne dépassent pas respectivement 4 et 4.1 (%wt) tandis que les concentrations en Cu des alliages Al2%Cu et Al3%Cu continuent à progresser pour atteindre des valeurs maximales au cœur du lingot de 40.5 et 40.3 (%wt).



**Fig 7: Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 400°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.**

La figure 8 décrit l'évolution au bout de 6 heures de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 600°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

On voit clairement que la valeur de la concentration reste constante pour chaque alliage, respectivement en: 0.9; 1.9; 2.4 et 2.4 (wt%); donc les alliages contenant plus de Cu reconnaissent la stagnation de la concentration en une valeur plus élevée. On tire qu'avec moins de Cu, la diffusion de cuivre en solution solide est suffisamment rapide à cette température pour atteindre la limite de solubilité au bout de 6 heures



**Fig 8: Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 600°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.**

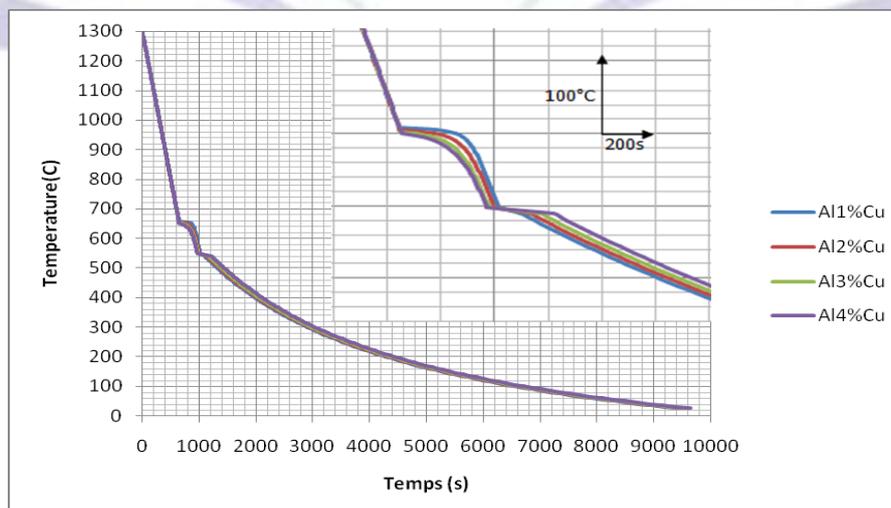
Le cuivre ralentit le phénomène de diffusion: la force motrice du traitement d'homogénéisation, qui permet de réduire l'hétérogénéité de composition, due aux phénomènes de ségrégation qui apparaissent au cours de la solidification.

### 2.3. Etudes des propriétés mécaniques

#### La vitesse de refroidissement

La figure 9 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage. Comme illustré à la figure, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide (à partir de 1300°C). On note l'existence d'un palier à 657°C après 641s pour l'alliage Al1%Cu au dessous duquel la température continue à évoluer. Les courbes des alliages Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu présentent respectivement les premiers points d'inflexion à 655°C au bout de 643s, 652°C à 648s et 649°C au temps 653s correspondant à un changement de phase (L↔L+α), c'est une transformation non isotherme. L'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone α est enregistrée aux courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu respectivement à 655°C à 783s, 650°C à 778s et 590°C après 916s où la dernière goutte liquide disparaît. Le passage à (α+θ) est traduit par un troisième point d'inflexion enregistré aux différentes courbes des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu respectivement 385°C à 2131s, 450°C à 1655s, 535°C à 1195s et 540°C après 1218s.

L'addition de cuivre à une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. En effet, le cuivre (Cu) favorise le processus de refroidissement et son effet se traduit par une diminution du temps et de la température de solidification.



**Fig 9: Courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.**

### L'influence de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques

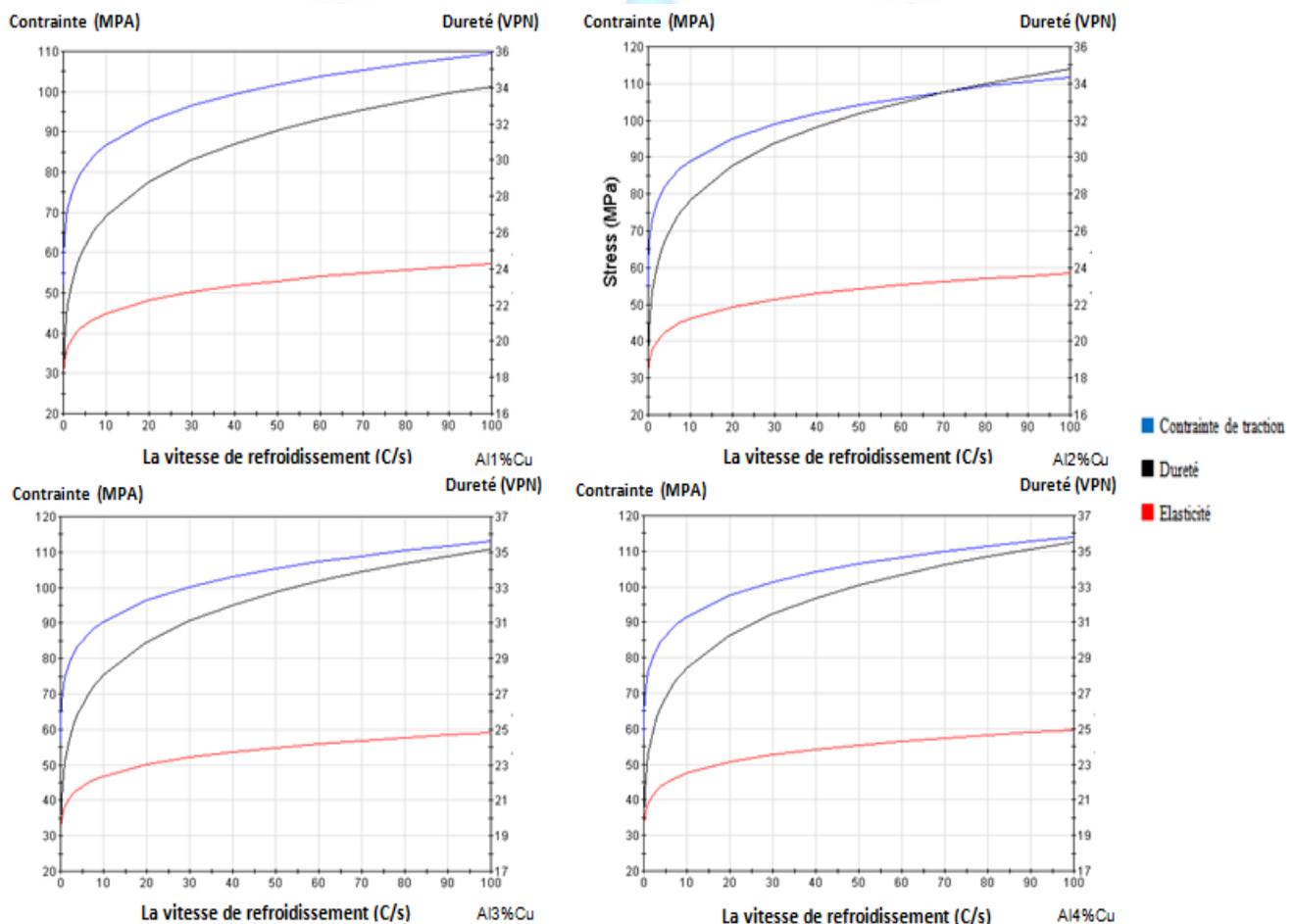
La figure ci-dessous représente l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu. On constate que les trois paramètres augmentent progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de cuivre ajouté. Cela peut être attribué à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains, qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement. Or, pour de nombreux matériaux métalliques, il a été démontré qu'un lien existe entre la taille de grain et limite d'élasticité via la relation de Hall-Petch [6]. Elle indique que la limite élastique  $\sigma_e$  est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de grain d:

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_{HP}d^{-1/2} \quad [7]$$

Où  $\sigma_0$  est idéalement la contrainte d'écoulement du monocristal et  $k_{HP}$  est la constante de Hall-Petch. Cette relation précise que plus la taille de grain est grande, plus la limite d'élasticité diminue.

On constate que la dureté et la contrainte de traction suivent la même variation que l'élasticité, on comprend donc que les valeurs de dureté et de la contrainte de traction sont étroitement liées à la limite d'élasticité.

On note aussi que l'addition de cuivre se traduit par une légère augmentation des propriétés mécaniques étudiées.



**Fig 10: Evolution de la dureté, de l'élasticité et de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.**

L'amélioration des propriétés mécaniques étudiées précédemment est très marquée par l'ajout du cuivre tandis que l'addition d'étain se traduit par une légère diminution des propriétés mécaniques [8].

### CONCLUSION

D'après cette étude, Il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire.

Sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion, les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent.



A haute température, la diffusion de cuivre en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants.

Le cuivre ralentit le phénomène de diffusion: la force motrice du traitement d'homogénéisation, qui permet de réduire l'hétérogénéité de composition, due aux phénomènes de ségrégation qui apparaissent au cours de la solidification.

L'addition de cuivre a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation et donc automatiquement sur la microstructure de l'alliage. Le Cu favorise le processus de refroidissement et son effet se traduit par une diminution du temps et de la température de solidification.

Les paramètres mécaniques étudiés augmentent progressivement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement quel que soit le pourcentage de cuivre ajouté, cela est dû à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement. On note aussi que l'addition de cuivre améliore les propriétés mécaniques étudiées

D'après cette étude, les alliages aluminium-cuivre nécessitent un développement industriel. En effet, les alliages faiblement chargés en Cu contribuent à un meilleur traitement d'homogénéisation, tandis que ceux qui sont fortement chargés en Cu ont des propriétés mécaniques importantes.

## REFERENCES

- [1] DEHMAS Moukrane, évolutions microstructurales couplées de l'alliage d'aluminium 3003 au cours de traitements d'homogénéisation et influence d'un écrouissage préalable, Institut national polytechnique de Lorraine, 2004.
- [2] ADOUANE Samira, Etude thermodynamique et morphologique de la croissance des métaux et alliages, Mémoire de magister en physique, Université de BATNA, 2012.
- [3] Wolfgang José PRIETO YESPICA, Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2012.
- [4] Bin Lu, Ke Chen, W. J. Meng, Amar Karki and Rongying Jin, Quantification of thermal resistance of transient-liquid-phase bonded Cu/Al/Cu interfaces for assembly of Cu-Based microchannel heat exchangers, Louisiana State University, 2012.
- [5] Jean Paul Bailon, Jean Marie Dorlot, Des matériaux; Troisième édition.
- [6] Benoît Dompierre, Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu, l'Ecole Centrale De Lille.
- [7] Christophe de Sansal, Plasticité et effet de taille dans les polycristaux à grains micrométriques : simulations mésoscopiques et modélisation, l'Ecole Centrale Paris.
- [8] S.ELHAMZI, A.IBNIFFASSI, J.KATTEN, E.SAAD, Modeling of the influence of thermic treatment upon the mechanical properties of aluminum-tin alloys, Hassan 1er University, Settat, 2015.