

## "Modélisation du dommage et analyse de la rupture de l'alliage Cu-Ni-Si durci par précipitation sous un chargement de fatigue "

"Saadouki Bouchra "<sup>1</sup>, «Thaneshan Sapanathan"<sup>2,3</sup>, "Philippe Pelca"<sup>4</sup>, "Mohamed Elghorba"<sup>1</sup>, "Mohamed Rachik"<sup>2</sup>

<sup>1</sup> "Laboratoire de contrôle et de caractérisation mécanique des matériaux et des structures (LCCMMS), ENSEM, Casablanca, Morocco, bouchra.saadouki@gmail.com"

<sup>2</sup> "Sorbonne Universités, Université de Technologie de Compiègne, Laboratoire Roberval, CNRS UMR - 7337, Centre de Recherche Royallieu, CS 60319, 60203 Compiègne Cedex, France"

<sup>3</sup> "Institute of Mechanics, Materials and Civil Engineering, Université catholique de Louvain, B-1348 Louvain-la-Neuve, Belgium"

<sup>4</sup> "Lebronzealloys – Bornel, 11 rue Ménillet, 60540 Bornel, France"

### Résumé :

Le fabricant d'alliages et de demi-produits cuivreux est soumis au challenge suivant : augmenter la conductivité électrique et thermique des alliages traditionnels pour limiter le réchauffement des connecteurs et conserver ou améliorer le niveau des propriétés mécaniques. Cette mission est assurée par les cuivreux à durcissement structural. Dans ce travail, nous avons analysé la rupture et évaluer le processus d'endommagement par fatigue du Cu-2.5Ni-0.6Si durcis par précipitation. Tout d'abord, nous avons réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes à barre ronde afin de déterminer la courbe S-N du matériau, ensuite, et en se basant sur les résultats des essais, nous avons modélisé l'endommagement par trois approches linéaires et cumulatives. L'intersection entre les courbes de dommage et celles de fiabilité nous a permis de définir les trois stades d'endommagement durant la durée de vie du Cu-Ni-Si pour différents niveaux de chargement. La fraction de vie  $\beta_p$  annonce le stade de la propagation lente de la fissure où un suivie préventive doit être adoptée afin d'assurer le bon fonctionnement du système. La fraction de vie  $\beta_c$  correspond au stade de la propagation brutale de la fissure où l'endommagement devient incontrôlable et la pièce doit être déposée immédiatement.

## 1. Introduction

Les alliages de la famille Cu-Ni-Si sont souvent utilisés dans les domaines d'applications électronique, électrique, et énergétique. Ils contiennent généralement 1,4 à 3,8 % de Ni et 0,2 à 1,8 % de Si. Ces alliages sont le plus souvent durcis par la précipitation de la phase Ni<sub>2</sub>Si, d'autres types de précipités tels que Ni<sub>3</sub>Si et Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> sont parfois trouvés dans certains alliages en Cu-Ni-Si [1].

Le durcissement structural permet d'améliorer les caractéristiques mécaniques du métal de base par des traitements thermiques dont le revenu joue le rôle le plus important [2]. Dans le cas d'un alliage Cu-Ni-Si La température et la durée du revenu influencent directement la taille et la densité des précipités [3,4]. La résistance mécanique maximale correspond à une taille optimale des précipités au sein de la matrice du cuivre [5]. L'effet de la taille et des fractions précipitées des particules déterminent le type de mécanisme de durcissement et son amplitude.

Plusieurs études sur le Cu-Ni-Si ont été intéressées par le comportement mécanique et l'influence des traitements thermiques sur l'évolution de la microstructure [1] et [3-8]. Le Cu-Ni-Si est de plus en plus adopté pour les structures électriques actuelles du fait qu'il combine une haute résistance mécanique et une bonne conductivité électrique et thermique. Toutefois, le passage périodique du courant génère un champ de contrainte cyclique et ensuite un endommagement par fatigue. En effet, les travaux qui ont été conduits sur le comportement à la fatigue de l'alliage sont relativement peu. Sun et al. [9] ont étudié l'influence du rapport de chargement et de la température sur la fatigue des échantillons en Cu-2.16Ni-0.72Si, et ont montré que le phénomène de fragilisation dynamique est responsable de la rupture par fissuration intergranulaire détectée. Goto et al. [10] ont effectué des essais de fatigue sur un Cu-6Ni-1.5Si dans le but d'évaluer le rôle de la microstructure dans l'initiation et la propagation de la fissure, la fissure trouve ses origines dans les limites des joints de grains et se propage suivant les plans de glissement cristallographique dans les grains adjacentes. Delbove et al. [11] a étudié la réponse du CuNi<sub>2</sub>Si (CW111C) à la déformation cyclique à travers trois modèles de résistance à la fatigue, l'approche de l'énergie plastique dissipée et la relation de Manson-Coffin semblaient être les meilleures critères pour quantifier la déformation plastique périodique.

Comme tout matériau a une fâcheuse tendance à s'endommager [12], le Cu-Ni-Si n'a pas représenté une exception. L'objectif de ce travail est de quantifier l'endommagement par fatigue d'un alliage Cu-2.5Ni-0.6Si et de suivre son processus de dégradation à travers des approches illustratives du dommage cumulé dans le temps. Dans ce but, des essais de fatigue sous amplitude constante ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques en Cu-2.5Ni-0.6Si afin d'évaluer la capacité de résistance à la sollicitation cyclique.

Plusieurs modèles ont été proposés dans la littérature de la mécanique de l'endommagement. En cumul du dommage à contrainte contrôlée, les méthodes proposées sont nombreuses [13-16], par contre les théories proposées pour le cumul de dommage à déformation contrôlée n'ont pas été beaucoup développées [17-19]. Dans cette présente étude, trois modèles de la prédiction de la durée de vie en dommage à contrainte contrôlée sont appliquées sur le Cu-2.5Ni-0.6Si : le modèle de Miner, le modèle du dommage résiduelle et la théorie unifiée.

## 2. Models and theory

Miner a supposé que la quantité caractéristique de travail absorbé par le matériau est directement responsable à la dégradation de la résistance de ce dernier. Le dommage sous amplitude constante est exprimé par la relation suivante :

$$D = \beta = n/N \quad (1)$$

Où

$\beta$  désigne est la fraction de vie

$n$  est le nombre de cycles appliqués et  $N$  le nombre de cycles à la rupture.

$$D = \sum_{i=0}^k \beta_i \quad (2)$$

La rupture est supposée se produire lorsque la somme des quantités de dommage est égale à l'unité, ce qui n'est pas toujours vérifié dans la réalité. Cette règle suppose que le dommage soit indépendant des niveaux de chargement et de leur ordre d'application (histoire de chargement), au contraire, les résultats expérimentaux montrent que cet ordre d'application est un facteur important dans la sommation des fractions de vie. Malgré les lacunes, la loi de Miner a eu beaucoup d'attention à cause de sa simplicité.

Plusieurs travaux ont été ensuite développés pour remédier au problème posé par la règle de Miner. La théorie unifiée est venue dans la continuité de plusieurs travaux sur les lois de cumul non linéaire du dommage (Shanley, Henry, Gatts et Bui Quoc). Cette loi repose sur la quantification de l'endommagement par la diminution de la limite d'endurance du matériau.

La variation du dommage en fonction de la fraction de vie  $\beta (= n/N)$  est définie par :

$$D = \frac{\beta}{\beta + (1 - \beta) \left[ \frac{\gamma - (\gamma/\gamma_u)^m}{\gamma - 1} \right]} \quad (3)$$

Avec :

$\gamma = \Delta\sigma/\sigma_D$  : Paramètre de contrainte où  $\sigma_D$  est la limite d'endurance du matériau

$\gamma_u = \sigma_u/\sigma_D$  où  $\sigma_u$  est la contrainte ultime du matériau original en traction statique.

$m$  est un paramètre du matériau, pour les alliages d'Aluminium et les aciers doux, l'expérience montre que ce coefficient est environ 8 [22]. On prend aussi  $m = 8$  pour le cuivreux étudié.

Le modèle du dommage résiduelle quantifie le processus de l'endommagement à travers le suivi de l'évolution d'un paramètre  $X$  physique ou mécanique du matériau (densité, aire, module de Young, contrainte mécanique...). Le dommage  $D$ , compris entre 0 et 1 est définie par la relation :

$$D = \frac{X_0 - X}{X_0 - X_f} \quad (4)$$

Avec

$X_0$  : La valeur de  $X$  dans l'état initial non endommagé

$X_f$  : La valeur de  $X$  à l'état rompu

Dans cette étude, on a affecté au paramètre  $X$  la contrainte résiduelle. La perte de la résistance résiduelle suite à la sollicitation cyclique est considérée comme signe macroscopique de la dégradation ou l'activation d'un mécanisme d'endommagement (à l'échelle microscopique) dans la structure. On trouve d'ailleurs dans la littérature des modèles du dommage couplés à la résistance résiduelle mesurée [23].

On définit alors la formulation du dommage résiduelle couplé à la résistance ultime résiduelle par l'équation :

$$D = \frac{1 - \sigma_{ur}/\sigma_u}{1 - \sigma_a/\sigma_u} \quad (5)$$

Avec

$\sigma_u$  : contrainte ultime du matériau vierge non endommagé.

$\sigma_{ur}$  : contrainte ultime résiduelle du matériau après avoir sollicité à un certain nombre de cycles sous un certain niveau de chargement.

$\sigma_a$  : contrainte ultime résiduelle critique pour  $\beta = 1$ .

La fiabilité varie en sens inverse du dommage. Intuitivement, il doit exister une relation naturelle entre ces deux paramètres. Ce qui nous permet d'écrire :

$$R(\beta) + D(\beta) = 1 \quad (6)$$

### 3. Expérimentation

Dans le cadre de notre étude des propriétés d'endommagement, nous nous sommes intéressés au premier lieu à la réponse du Cu-Ni-Si sous chargement monotone, ensuite nous avons effectué des essais sous chargement cyclique en vue de l'estimation de l'amplitude de variation maximale admissible par le matériau testé. La durée de vie d'une structure dépend à la fois de la partie statique (contrainte moyenne) et de la partie dynamique (amplitude des variations des contraintes).

Les essais de fatigue ont été précédés par des essais de traction en vue de la caractérisation principale mécanique du matériau. Un lot d'éprouvettes plates prolongées de part et d'autre par des têtes d'attache pour la fixation a été préparé en vue de la vérification de la reproductibilité et de l'isotropie du Cu-Ni-Si. Sur le tableau.1 nous avons porté les propriétés mécaniques classiques du Cu-Ni-Si.

Table-1. Monotonic tensile characteristics of the Cu-Ni-Si

$E$ (GPa)	$YS_{0.2\%}$ (MPa)	$UTS$ (MPa)	$A$ (%)	$u$
123	567	615	21.14	0.34

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine hydraulique biaxiale MTS 810, à une contrainte imposée et une température de 20°C. Les sollicitations ont été pilotées en charge de façon cyclique uniaxiale, avec une forme d'onde sinusoïdale. Le lancement des essais exige la définition de la première valeur de la contrainte maximale imposée, celle-ci correspond à la limite élastique conventionnelle. Ainsi, pour chaque niveau de contrainte, l'éprouvette casse au bout d'un certain nombre de cycle appelé nombre de cycle à la rupture  $N$ .

### 4. Results and discussions

La théorie unifiée traduit bien la non linéarité du cumul de l'endommagement et prend en compte l'histoire de chargement. La variation du dommage en fonction de  $\beta$  avec le niveau de chargement comme paramètre est illustrée sur la figure.2. Le dommage s'accumule de façon non linéaire avec la fraction de vie  $\beta$ . Pour une même fraction de vie  $\beta$ , la valeur du dommage croît au fur et à mesure que le niveau de sollicitation appliquée augmente ( $\gamma$  augmente). Pour les chargements situés dans le domaine oligocyclique et le début du domaine d'endurance limitée de la courbe S-N, du 500MPa à 360MPa, les courbes du dommage se rapprochent et ont la même allure. La progression du mécanisme d'endommagement dans ce cas est uniforme, la quantité du dommage accumulée en passant d'une fraction de vie  $\beta$  à une autre est la même pour les quatre niveaux de chargement, on constate que la dégradation du Cu-Ni-Si avance d'une vitesse constante.

Pour les chargements à la fin du domaine d'endurance limitée (300 et 260 MPa), les courbes du dommage s'éloignent les unes des autres. Pour des fractions de vie  $\beta$  de 0 à 0,8 le processus reste uniforme, puis il s'accélère vers la fin de la vie du matériau, il augmente d'une façon exponentielle et le dommage atteint la valeur de 1.

Le modèle du Miner est indépendant du niveau de chargement, il surestime la valeur du dommage par rapport à la théorie unifiée.

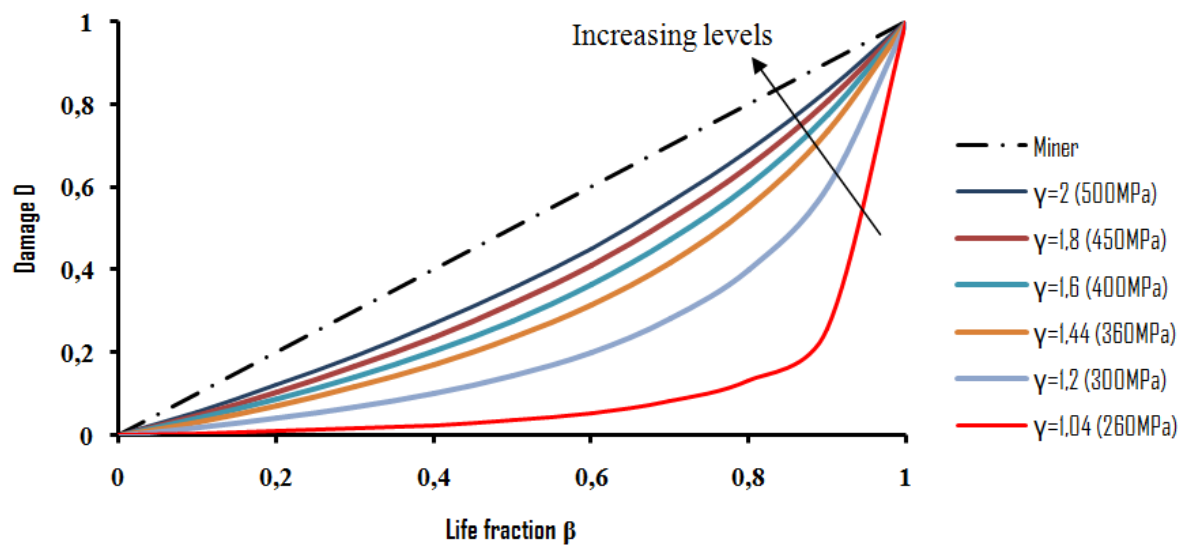


Figure .1 Courbes caractéristiques du Cu-Ni-Si représentant le dommage en fonction de la fraction de vie d'après la théorie unifiée et Miner à différents niveau de chargement

La variation du dommage en fonction de la fraction de vie par le modèle de la résistance résiduelle est illustrée par la courbe de la figure.2. L'accroissement du dommage signifie l'augmentation de la perte en résistance des échantillons cuivreux, cette perte évolue lorsque la fraction de vie devient plus importante. Il s'agit d'un endommagement avec des déformations irréversibles appréciables qui réduit la résistance ultime du matériau.

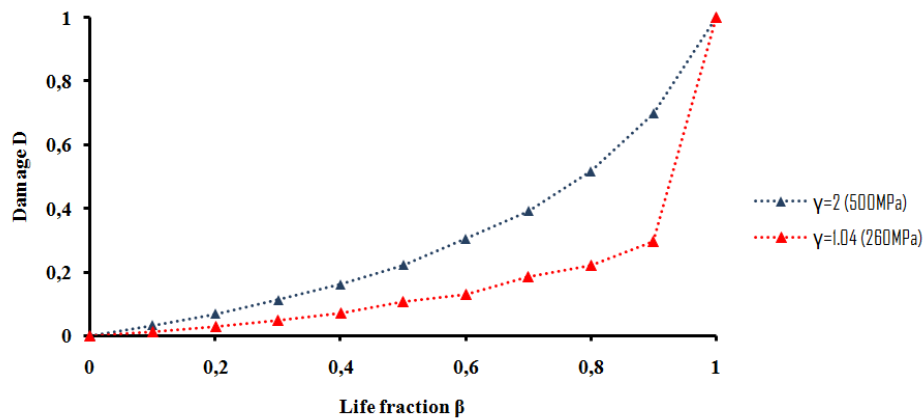


Figure.2. Courbes caractéristiques du Cu-Ni-Si représentant le dommage en fonction de la fraction de vie d'après le modèle de la résistance résiduelle

La relation défaillance – fiabilité permet d'optimiser l'utilisation du Cu-Ni-Si et de caractériser son comportement mécanique dans ses différentes phases de vie. Afin de mesurer sa fiabilité, on a utilisé la fonction de survie  $R(\beta)$ , correspond à la probabilité pour que le Cu-Ni-Si n'ait pas de défaillance pour une durée de vie  $\beta_i$ . L'augmentation du dommage sera nécessairement accompagnée par une diminution de la fiabilité (figure.3). L'intérêt de la détermination de la relation entre l'endommagement et la fiabilité réside dans le fait qu'elle permet, en particulier, de connaître la fraction de vie où l'endommagement devient critique.

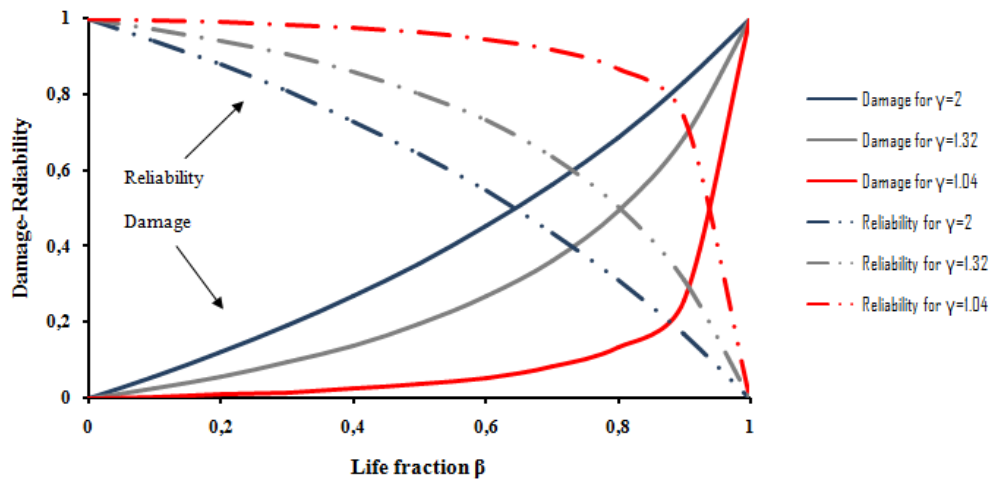


Figure.3. Superposition des courbes de dommage et de fiabilité pour le Cu-Ni-Si pour les niveaux extrêmes et moyenne de chargement

L'endommagement du Cu-Ni-Si connaît une phase de naissance où les fissures commencent à s'amorcer, suivie d'une phase de croissance aboutissant finalement à la rupture. Il est généralement difficile de définir les points de transition entre ces deux phases puisque le suivi visible des fissures est délicat, on se réfère alors au critère de la fiabilité pour définir les trois stades de vie du Cu-Ni-Si pour un niveau de contrainte  $\gamma$  donné. On admet que le matériau est en stade d'initiation de l'endommagement tant que sa fiabilité n'a pas encore atteint 50%. Au dessous de 50% de fiabilité et au dessus de 10%, le matériau est en stade de propagation lente ou stade de croissance, et dès que la fiabilité atteint le seuil de 10%, on est dans le stade de la propagation rapide ou brutale.

Pour  $\gamma = 2$ , la zone de propagation lente commence à partir d'une fraction de vie  $\beta_p = 0,63$  et finit pour une fraction de vie critique  $\beta_c = 0,95$  qui marque le début de la propagation brutale. Autrement dit, pour une structure en Cu-Ni-Si sollicitée à chargement cyclique de 500 MPa, les fissures induites par fatigue commencent à se croître à partir de 13751 cycles. L'endommagement se propage lourdement dans le matériau jusqu'à un nombre de cycles de 20736 où la propagation devient rapide et la rupture se produit finalement à 21828 cycles.

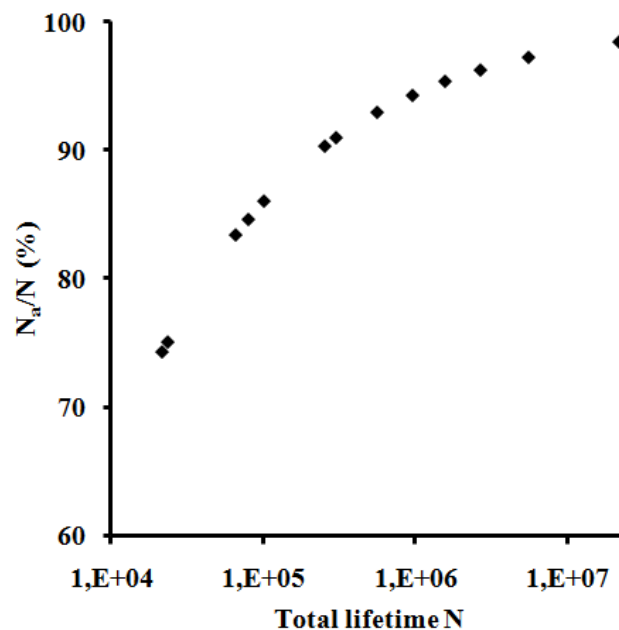
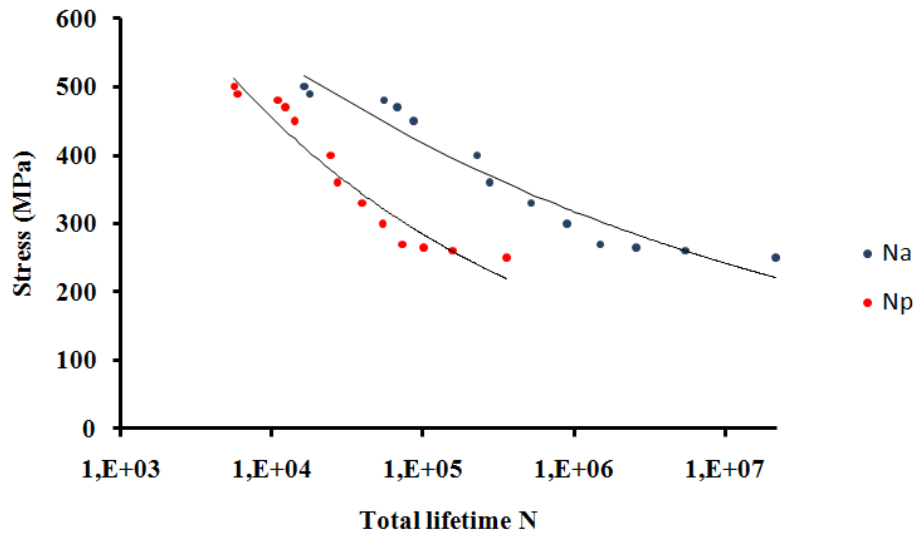
Pour un chargement moins contraignant où  $\gamma = 1,32$ , équivalent à une contrainte appliquée de 330 MPa, l'endommagement s'initie dès le début de la vie du matériau jusqu'à 443664 correspondant à une fraction de vie  $\beta_p = 0,8$ , puis il s'enchaîne avec une croissance des fissures avant que le Cu-Ni-Si entre dans la zone de croissance brutale où l'avancement des fissures devient incontrôlable depuis une fraction de vie de  $\beta_c = 0,97$  assimilé à 537942 avant l'endommagement total à 554580.

A un chargement de  $\gamma = 1,04$ , le même scénario d'endommagement se répète mais avec un niveau de fiabilité très optimale comme le matériau est sollicité à 260 MPa, une contrainte à 4% seulement de plus par rapport à la limite d'endurance. C'est un niveau de chargement très convenable pour qu'une structure en Cu-Ni-Si puisse présenter une durée de vie presque idéale. Dans ce cas, le stade d'initiation de l'endommagement domine la durée de vie du matériau et s'étale jusqu'à une fraction de vie de  $\beta_p = 0,95$  (5 278 013). Le stade de propagation lente est très serré et le Cu-Ni-Si n'annonce une propagation brutale qu'à partir de  $\beta_c = 0,99$  équivalente à 5 500 245 cycles tandis que la rupture survient quelques cycles plus tard.

Le modèle bilinéaire confirme les conclusions retirées de l'approche dommage-fiabilité sur la répartition des stades de vie du Cu-Ni-Si au cours de sa durée de vie totale. La figure.4 montre une représentation schématique de la courbe S-N avec séparation des phases d'amorçage  $N_a$  et de propagation  $N_p$ . Toutefois, les grandeurs  $N_a$  et  $N_p$  ne représentent pas nécessairement les stades physiques correspondant à l'initiation et à la propagation de la fissure due à la fatigue.

La variation du rapport  $N_a/N_f$  en fonction de la durée de vie  $N_f$  est reportée sur la figure.5. Ces résultats représentent le pourcentage occupé par la phase de l'amorçage sur la totalité de la durée de vie du Cu-Ni-Si. Ils indiquent que l'amorçage représente une proportion très importante de la durée de vie sur les deux

domaines d'endurance limitée et illimitée. En effet, l'application de contraintes cycliques voisines de la limite d'endurance conduit à une durée de vie dont l'amorçage occupe plus de 98%.



## 4. Conclusion

Le travail que nous avons mené dans cet article a été intéressé au comportement à l'endommagement par fatigue de l'alliage Cu-2.5Ni-0.6Si durcis par précipitation de la phase  $Ni_2Si$ . Pour cette raison, nous avons réalisé des essais de fatigue à amplitude de contrainte constante sur des éprouvettes cylindriques. C'est à partir des résultats de ces essais que nous avons analysé le processus de dégradation et de rupture du matériau à travers le développement de quatre modèles de dommage. L'approche linéaire de Miner nous n'a pas été très bénéfique car elle ne reflète pas l'endommagement réel. La théorie unifiée et le modèle de la résistance résiduelle ont bien traduit le phénomène d'endommagement par fatigue, les courbes de dommage par les deux modèles présente un décalage qui s'estompe pour le niveau de chargement 260 MPa. Le point fort de la théorie unifiée réside dans le fait que pour une structure sollicitée en fatigue, on peut aisément définir, après chaque certain nombre de cycles les nouvelles valeurs de la résistance résiduelle ainsi que de la limite d'endurance. Le couplage du dommage à la fiabilité nous a permis de déterminer les trois stades de vie du Cu-2.5Ni-0.6Si. Nous avons estimé que pour une structure en Cu-Ni-Si qui travaille en fatigue, l'endommagement doit être suivie et contrôlé dès le début du stade de la propagation lente où la fiabilité descend à 50%. Toutefois, cet endommagement devient critique et une intervention est immédiatement exigée dès que la fiabilité se limite à 10%.

L'intersection des courbes dommage-fiabilité nous a permis de déterminer les fractions de vie critiques  $\beta_c$  indiquant le nombre de cycle critique ou le moment critique où la pièce doit être immédiatement déposée.

Les  $\beta_p$  dépendent essentiellement du niveau de chargement et s'élèvent au fur et à mesure que le niveau de chargement baisse, ils prennent respectivement les valeurs de 0,63, 0,8 et 0,95 pour les chargements 500MPa, 330MPa et 260MPa. Ces renseignements sont cruciaux pour la maintenance préventive, afin d'intervenir au moment opportun pour changer la pièce endommagée.

La règle bilinéaire est en bon accord avec les résultats des courbes dommage-fiabilité pour les niveaux de chargement 330MPa et 260MPa. Nous avons conclu que le stade d'amorçage domine la durée de vie du Cu-Ni-Si sur les domaines d'endurance limitée et illimitée et occupe jusqu'à 99% de la totalité de la durée de vie.

## 5. Bibliographie

- [1] Fujiwara H., Sato T., Kamio A. Effect of alloy composition on precipitation behavior in Cu-Ni-Si alloys. Journal of the Japan Institute of Metals, 1998, vol. 62, No. 4. p. 301-309.
- [2] Hornborgen E. Hundred years of precipitation hardening, Journal of Light Metals, 1, (2001)
- [3] CHENG J, WANG M. Thermomechanical treatment of Cu-1.5Ni-0.27Si alloy. Chinese Journal of Non-Ferrous Metals, 2003, Vol. 13, No. 5. P.1061-1065.
- [4] Ageladarakis PA, O'Dowd NP, Webster GA. Tensile and Fracture Toughness Tests of CuNiSi at Room and Cryogenic Temperatures. JET-R (1999)01; 18 p; Available from British Library Document Supply Centre.
- [5] Lockyer SA, Noble FW. Fatigue of precipitate strengthened Cu-Ni-Si alloy. Materials Science and Technology 1999, vol. 15.p. 1147-1153.
- [6] Suzuki S, Shibutani N, Mimura K, Isshiki M, Waseda Y. Improvement in strength and electrical conductivity of Cu-Ni-Si alloys by aging and cold rolling. Journal of Alloys and Compounds; 2006, 417; p.116-120.
- [7] Monzen R, Watanabe C. Microstructure and mechanical properties of Cu-Ni-Si alloys. Materials Science and Engineering A, 2008, 483-484, p.117-119.
- [8] Xie H, Jia L, Lu Z. Microstructure and solidification behavior of Cu-Ni-Si alloys. Materials Characterization, 2009, 60, p.114 - 118
- [9] Sun Z, Laitem C, Vincent A. Dynamic embrittlement during fatigue of a Cu-Ni-Si alloy. Mater Sci Eng A, 2011; 528.p.6334-6337.
- [10]. Goto M, Han SZ, Lim SH, Kitamura J, Fujimura T, Ahn JH, Yamamoto T, Kim S, Lee J . Role of microstructure on initiation and propagation of fatigue cracks in precipitate strengthened Cu-Ni-Si alloy. International Journal of Fatigue, 2016, 87, p.15-21.
- [11] Delbove M, Vogt JB, Bouquerel J, Soreau T, Primaux F. Low cycle fatigue behavior of a precipitation hardened Cu-Ni-Si alloy. International Journal of Fatigue, 2016, 92, p. 313-320.
- [12] François D. Endommagements et rupture de matériaux » École Centrale de Paris .EDP Sciences 2004
- [13] Miner MA. Cumulative damage in fatigue, journal of applied mechanics,1945. Vol 12 . Trans. ASME, vol 67, p. A159-A164.
- [14] Dubuc J, Bui-Quoc T, Bazergui A, Biron A. Unified theory of cumulative damage in metal fatigue . journal of basic engineering. Transactions of ASME, 1971, p.691-698.
- [15] Valluri FR. Journal of applied aerospace engineering.1965. Vol 20, p. 68-89.
- [16] Shanley FR. the column paradox, journal of aeronautical sciences, 1948.vol 13, number 12, p 678.
- [17] Manson S, Freche J and Ensign C. Application of a double linear damage rule to cumulative fatigue. ASTM STP 415, Fatigue Crack Propagation, 1967.p.384-412.
- [18] Saches G, Gerberich WW, Weiss V, Latorre JV. Proc. ASTM, 1960. vol 60, p. 512-529.
- [19] Bui-Quoc T and Biron A. Order effect of strain applications in low cycle cumulative fatigue at high temperatures. Transactions of the international conference on structural mechanics in reactor technology, San Francisco, 1977, volume L, L 912.p.1-10.
- [20] Montheillet F, BRIOTTET L. Endommagement et ductilité en mise en forme. M3032 V1  
Date de publication : 10 juin 2009 Relu et validé le 06 mars 2017.
- [21] Grovr HJ. An observation concerning the cycle ratio in cumulative damage. Fatigue of Aircraft structures, ASTM STP 274, 1960, p.120-124.
- [22] Bathias C, Bailon JP, « la fatigue des matériaux et des structures », Collection Université De Compiègne, 1980, MALOINE S.A EDITEUR. PARIS
- [23] Lemaitre J, CHABOCHE JL, Mécanique des Matériaux solides, Dunod, Paris, (1996) 2e édit.
- [24] Louat N, Thompson N, Warsworth N. The origin of fatigue fracture in copper. Phil.Mag,1956, vol 1, p.113-126.