

# DISSOLUTION DISCONTINUE DANS L'ALLIAGE Ni-1,4 at. % In

## DISCONTINUOUS DISSOLUTION IN THE Ni-1,4 at.% In ALLOY

**S. Bensaada**

Laboratoire des matériaux semi-conducteurs et métalliques (LMSM)  
 Université Mohamed Khider BP 145 - 07000 Biskra, (Algérie)  
 e-mail: Bensaada52@yahoo.fr Tel/Fax: 033 74 10 87

### RESUME

L'intérêt particulier de ce travail est la mise en évidence du processus de dissolution discontinue dans l'alliage Ni-1,4 at.%In, avec l'effet du cycle thermique ainsi que le mouvement inverse du front de réaction, principale caractéristique de cette réaction. Les techniques d'analyse utilisées à cet égard sont la microscopie optique et la microdureté HV.

**MOTS CLES :** Alliages Ni-In ; Dissolution discontinue ; Front de réaction ; Joint de grain.

### ABSTRACT

The particular interest of this work is the description of the process of discontinuous dissolution in Ni-1,4 at.% In alloy, with the effect of the thermal cycle as well as the opposite movement of the reaction front, principal characteristic of this reaction. The techniques of analysis used in this respect are optical microscopy and hardness HV.

**KEY WORDS:** Ni-In alloys; Discontinuous dissolution; Réaction front; Grain boundary.

## 1 INTRODUCTION

La dissolution discontinue (DD) est une réaction inverse de la précipitation discontinue (DP), elle est caractérisée par la migration inverse du front de réaction de la précipitation discontinue vers sa position originale (fig.1), en laissant derrière lui une solution solide non homogène  $\alpha \sim$ , caractérisée par des fluctuations de concentration et dont le prolongement du temps de maintien de l'ordre d'heures peut assurer par diffusion, une parfaite homogénéisation [1,2]. La température de recuit à laquelle s'opère cette réaction est proche de celle de la solubilité de l'alliage en question. Cette réaction est de la forme suivante :



Où  $\alpha$  est la solution solide appauvrie en soluté et  $\beta$  la phase précipité riche en soluté.

La dissolution continue est rarement observée, sauf lors d'une étude faite par Solarzano et al [3] sur l'alliage Al-28 mass. % Zn, ils observèrent une dissolution du type continu, car d'une part elle se fait suivant une diffusion en volume et d'autre part le joint de grain reste pratiquement immobile durant le processus de dissolution. Tu et

Turnbull[4] remarquèrent lors d'une étude faite sur un alliage du système Pb-Sn, que la force motrice de dissolution diffère d'une cellule de précipité à une autre et cela est dû à la différence dans la distance interlamellaire. Ils observèrent aussi la formation de macles dans la zone dissoute. Dans une étude réalisée par Sulonen [5] sur le mode de dissolution des précipités cellulaires dans un alliage du système Cu-Cd, il constata par observation microscopique, que le précipité  $\beta$  laisse une trace (ombre) derrière lui au cours de la dissolution et qui disparaîtra après le prolongement de la durée de dissolution. Il arriva à la conclusion que les deux mécanismes de la précipitation et de la dissolution discontinue diffèrent principalement par le stade de germination, car la germination n'est pas une étape nécessaire dans le processus de la dissolution discontinue. Dans une étude faite par Chuang [6] sur un alliage du système Ni-In, ils trouvèrent les résultats suivants :

- La dissolution discontinue s'opère sur un large intervalle de température.
- La durée de dissolution discontinue peut prendre un temps en nombre d'heures.

- La vitesse de dissolution discontinue est plus importante ( $10^{-9} - 10^{-7}$ ) que la vitesse de la précipitation discontinue ( $6 \cdot 10^{-11}$ ).

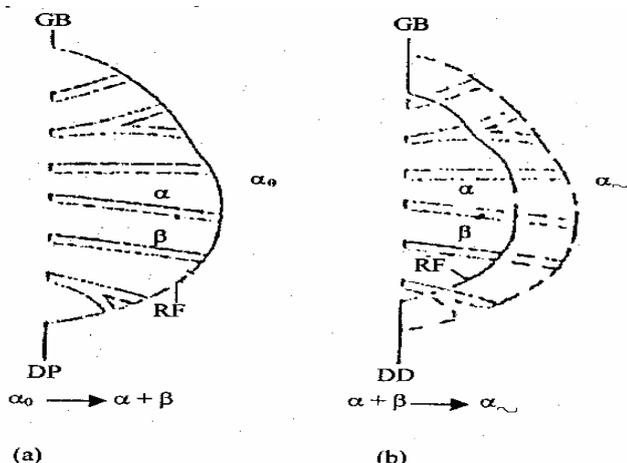


Figure 1 : Représentation schématique de la précipitation discontinue (a) et de la dissolution discontinue (b) avec le joint de grain original (GB) et le front de réaction (RF) [1,2]

Selon une étude faite par Pawlowski [7] sur les alliages des systèmes Al-Zn, Cu-Ag, Cu-Ti, Co-Al et Al-Ag en se basant sur la mesure de la dureté Vickers, la phase dissoute conduit au durcissement de l'alliage; elle augmente la tension du réseau due au précipité riche en soluté par l'introduction de ce dernier dans la solution solide. Dauger [8] et S. Bensaada [9] trouvèrent lors de la dissolution dans différents systèmes d'alliages, que la phase dissoute conduit aussi au durcissement de l'alliage. Par contre la dissolution continue peut avoir un effet positif sur les propriétés mécaniques des alliages d'une façon générale. En effet Chuang et al [10] ont trouvé que la dissolution continue peut provoquer un affinement du grain.

## 2 METHODES EXPERIMENTALES

Le matériau en question est l'alliage Ni-1,4 at. % In élaboré par fusion sous atmosphère inerte (Argon) à partir du Nickel et de l'Indium très purs. Les échantillons utilisés pour l'expérimentation sont homogénéisés pendant 400 heures à 1048°C et suivi d'une trempe dans la glace, puis déformés de 36% par laminage à froid en une seule passe, ensuite vieilli à 600°C pendant 6 heures. La température de dissolution est de 680°C suivi d'une autre de 750°C.

Vu l'atmosphère oxydante qui règne dans le four, un ensemble de recuit sous vide a été conçu à cet égard. Pour l'examen métallographique on a utilisé comme réactif une solution de 10% de  $\text{FeCl}_3$  dans l'éthanol avec une durée d'attaque de 10 à 20 secondes. La microscopie optique et la microdureté HV sont les principales méthodes d'analyse utilisées à cet égard.

## 3 RESULTATS ET DISCUSSION

Les observations microscopiques ont montrées, que le vieillissement à 680°C de la structure lamellaire de l'alliage Ni-1,4 at.% In a conduit à une dissolution discontinue caractérisée par un mouvement inverse du front de réaction, avec diffusion à partir du joint de grain. Les figures 2b et 2c montrent clairement la discontinuité de cette réaction.

D'autre part le prolongement du traitement thermique à la température de 750°C a conduit à la formation de dislocations dans la structure homogène (fig.3), ce qui confirme l'effet du cycle thermique appliqué à l'alliage.

De même la phase dissoute a conduit à une élévation de la microdureté HV (fig.4).

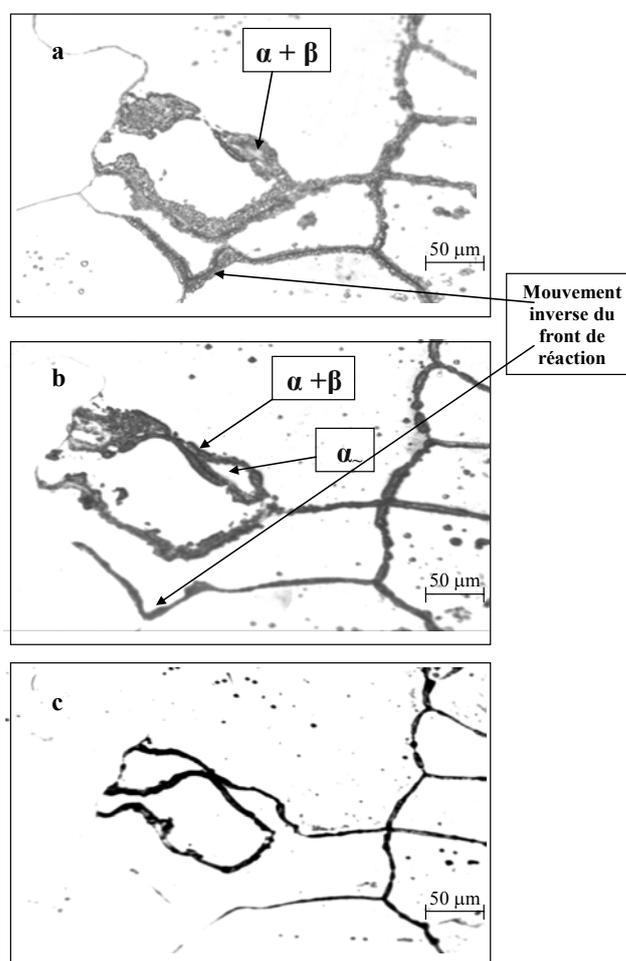
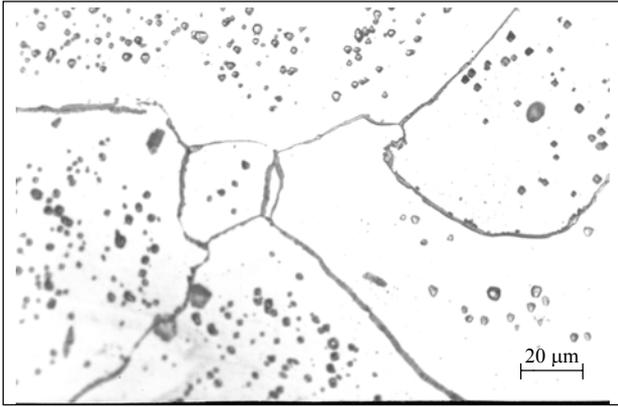
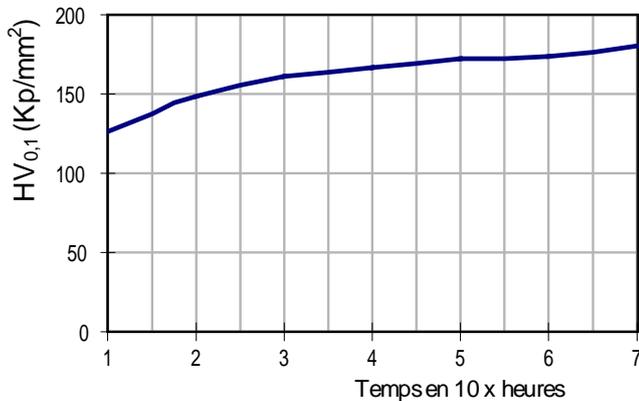


Figure 2 : Evolution structurale de l'alliage Ni-1, 4 at % In, homogénéisé à 1048°C pendant 400h, suivie d'une trempe dans la glace, puis déformé par laminage à froid ( $\epsilon=36\%$ ), ensuite vieilli à 600°C pendant 6heures (a) et vieilli à 680°C pendant 3 heures (b) et pendant 6heures (c).



**Figure 3 :** Evolution structurale de l'alliage Ni-1, 4 at % In, homogénéisé à 1048°C pendant 400h, suivie d'une trempe dans la glace, puis déformé par laminage à froid ( $\epsilon=36\%$ ), ensuite vieilli à 600°C pendant 6heures, vieilli à 680°C pendant 9 heure et enfin vieilli à 750°C pendant 10 heures.



**Figure 4 :** Evolution de la dureté HV de l'alliage Ni-1, 4 at % In, homogénéisé à 1048°C pendant 400h suivie d'une trempe dans la glace, puis déformé par laminage à froid ( $\epsilon=36\%$ ), ensuite vieilli à 600°C pendant 6heures et vieilli à 680°C.

#### 4 CONCLUSION

Les résultats obtenus montrent que la dissolution du précipité lamellaire dans l'alliage Ni-1,4 at. % In se fait suivant le mode discontinu et elle débute à partir d'un joint de grain caractérisé par un plissement pour absorber le précipité lors de son mouvement inverse. L'effet de la température est remarquable sur la vitesse de dissolution et l'apparition de dislocations. La phase dissoute a conduit à une chute de la microdureté HV

#### BIBLIOGRAPHIE

- [1] W. Gust and R.A. Fouzrnelle, Anais. 7<sup>o</sup> CBE Cimat, UFSC, Florianapolis Santa Catarina, p.273-279, (1986).
- [2] P. Zieba and W. Gust, Int. Mater.Rev, p.43, (1998).
- [3] I.G. Solarzano and W. Gust, Materials science forum, vols.94-96, p659-664, (1992)
- [4] K.N. Tu and D. Turnbull, Metallurgical Transaction, Vol.2, p.2511-2515, (1971)
- [5] M.S. Sulonen, Acta Metal, Vol.8, p. 1924-1929, (1960)
- [6] H. Chuang, Phd Dissertation, University of Stuttgart, (1983).
- [7] A. Pawlowski and P. Zieba, Mater.Sci.Eng. A.108, P.9, (1989)
- [8] A. Dager, E.K. Boudili and M. Roth, Scripta Met., 24, p.1119, (1976).
- [9] S. Bensaada, Rev.Met N<sup>o</sup>2, P.127-133, (2005)
- [10] T.H. Chuang, W. Gust and R.A. Fournelle, Eng. And Sci. of Mat., Universidade Federal, Florianapolis Santa Catarina, p.7, (1986).