

AJUSTEMENT DE LA CONTRAINTE D'ÉCOULEMENT D'UN ACIER MICROALLIÉ

A.DARSOUNI*,
BOUZABATA**
et
F. MONTHEILLET***

Abstract

An investigation has been carried out using a microalloyed steel from a hot compression tests. In the first part of this work the rheologic parameters such as strain rate sensitivity and the apparent activation energy were determined using the strain-deformation curves. It was found a specific behaviour in the two phase range due to both grain size and dynamic recrystallisation.

In the second part of this work the predictions model of the flow stress are compared to experimental results and are shown to be in good agreement with them.

I - Introduction

Dans le cadre de ce travail, nous avons étudié un acier microallié au Nb, V et Ti dont la composition chimique est rapportée sur le tableau 1. Il est destiné, après laminage à chaud, à la production de tubes soudés utilisés pour le transport du gaz et du pétrole. Pour caractériser le comportement thermomécanique et l'aptitude à la déformation de ce matériau, nous avons procédé à des essais de compression à chaud à des températures allant de 700°C à 1050°C, pour des vitesses de déformation de $1,46 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $2,9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $7,34 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Les échantillons prélevés ont été soumis préalablement à un traitement thermique se déroulant en deux étapes.

- La première étape a pour objectif l'homogénéisation et la dissolution des précipités formés pendant la mise en forme à chaud, elle consiste en un chauffage à 1300 °C pendant une heure suivi d'une trempe à l'eau. Un réactif spécifique a été utilisé pour révéler les joints de grains après mise en solution (Figure 1).

- La seconde étape a pour objectif de provoquer une importante précipitation de nitrures d'aluminium [1],

de carbonitrides de niobium ou de vanadium [2], [3], avant la déformation à chaud. Cette étape consiste en un recuit à 850°C pendant une heure suivi d'un refroidissement au four (Figure 2).

A partir des courbes contrainte-déformation, nous avons déterminé dans un premier temps les différents paramètres rhéologiques, tels que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (m) et l'énergie d'activation apparente (Q_a). Leurs évolutions expriment un comportement spécifique dans le domaine biphasé et peuvent être interprété comme l'influence de l'évolution de la taille des grains, de la précipitation et des différents processus de restauration

Un ajustement de la contrainte d'écoulement a été ensuite fait à l'aide de trois modèles : deux modèles simples répondant à une loi de mélange linéaire, le modèle statique et le modèle de Taylor, et un modèle autocohérent étendu à un mélange viscoplastique de type loi puissance. Les trois modèles donnent des courbes qualitativement proches des courbes expérimentales

Tableau 1 : Composition chimique.

%C	%S	%P	%Al	%Si	%Mn	%V	%Nb	%Ti
0,075	0,011	0,017	0,047	0,22	1,67	0,051	0,062	0,045



Figure 1 : Microstructure après mise en solution à 1300°

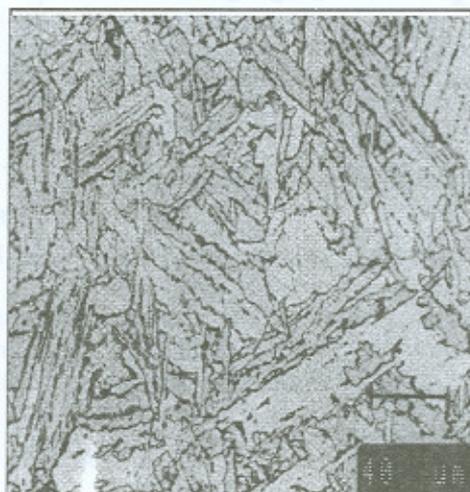


Figure 2 : Microstructure après recuit à 850°C.

II - Courbes contrainte-déformation.

L'aspect des courbes contraintes déformation (Figures 3 et 4) nous suggère de les classer en trois catégories suivant les proportions de phase en présence, leurs morphologies et leurs aptitudes à la déformation.

L'analyse des courbes obtenues montre que :

1- La contrainte croît et atteint un maximum et décroît avec une pente importante.

Cet aspect est obtenu au début du domaine biphasé pour les températures 700°C et 750°C (Figure 3). Des courbes semblables ont été observées dans le cas d'un alliage de titane biphasé [4], d'un alliage Uranus 45N [5] et d'un acier inoxydable à deux phases ductiles (70α) [3].

Le maximum de contrainte apparaît pour une déformation de 0,19 à la température de 700°C et de 0,11 à 750°C. C'est un comportement typique de la ferrite qui est plus ductile que l'austénite ; au delà du maximum, nous observons une restauration qui provoque une réduction de la contrainte.

2- La contrainte augmente rapidement jusqu'à atteindre un palier.

Ce comportement est très clairement observé dans le cas des échantillons déformés à 800 et 850°C (Figure 5). A la fin du domaine biphasé, la proportion de la phase austénitique est plus importante que celle de la phase ferritique. Nous pensons que dans ce cas, la restauration dynamique est le seul processus d'adoucissement. Notons que l'écroutissage est relativement faible surtout à basse vitesse de déformation. Le même type de courbes a été observé sur un alliage 30α [6].

2- La contrainte augmente jusqu'à un maximum puis décroît plus ou moins rapidement pour atteindre un état stationnaire.

Ce comportement est observé dans le cas de la déformation dans le domaine austénitique, de 900°C à 1050°C (Figure 7). L'augmentation de la température accélère le déclenchement des mécanismes de recristallisation. En effet, le point à partir duquel la contrainte commence à se stabiliser se situe à des taux de déformation d'autant plus faibles que la température est plus élevée.

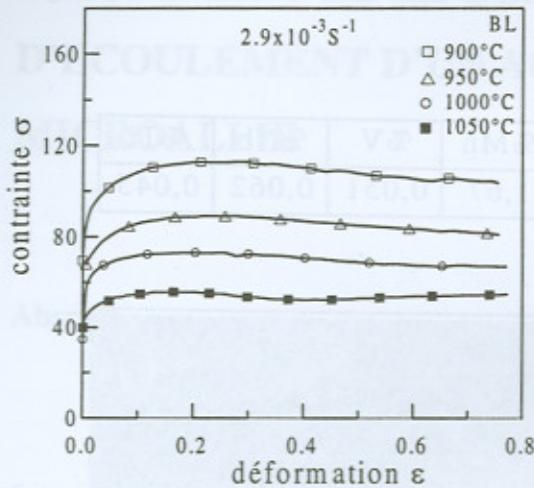


Figure 3 - Courbes contrainte-déformation dans le domaine biphasé

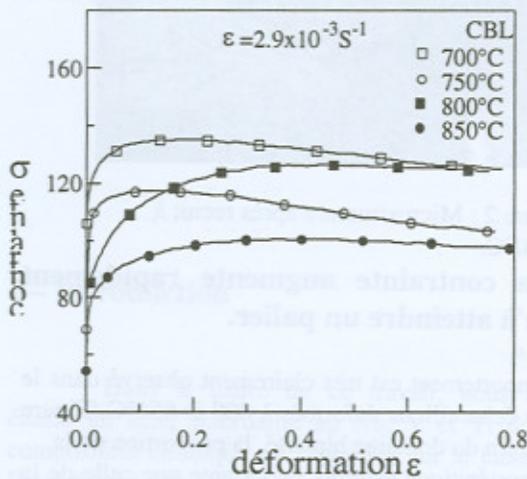


Figure 4 - Courbes contrainte-déformation dans le domaine austénitique.

Le comportement rhéologique est ensuite examiné sur la base de l'étude des paramètres rhéologiques tels que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (m), le coefficient de sensibilité à la déformation (n) et l'énergie d'activation apparente (Q_a), obtenus à partir des courbes contrainte-déformation. Leurs évolutions présentent un comportement spécifique dans le domaine biphasé et peuvent être interprétées comme traduisant l'influence de l'évolution de la taille des grains, de la précipitation et des différents processus de restauration tels que la recristallisation dynamique en collier (Figure 5) [7]. Les effets sont associés essentiellement à la présence de deux phases, l'une ferritique et l'autre austénitique, de plasticité

différente, dont les proportions relatives varient en fonction de la température.

En effet, le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation augmente de 0,15 à 0,17 entre 700 et 750°C (figure 6), puis il diminue jusqu'à 0,12 à 800°C et enfin il augmente à 850°C pour atteindre 0,14. L'énergie d'activation obtenue dans le domaine biphasé varie entre 65 et 110 KJ/mol, alors que dans le domaine austénitique elle se situe entre 298 et 320 KJ/mol.

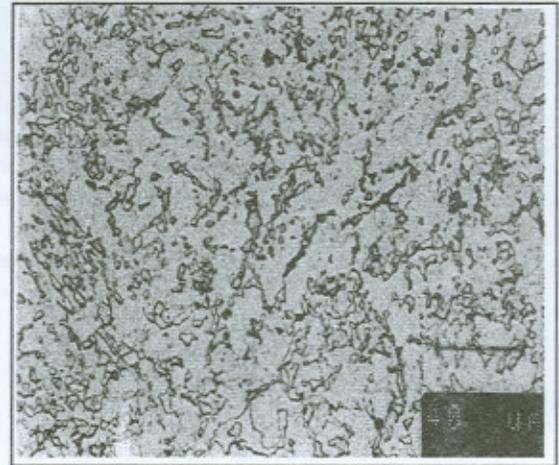


Figure 5 : Etat déformé à 700°C. ($G=40 \mu\text{m}$) Présence d'une recristallisation dynamique en collier.

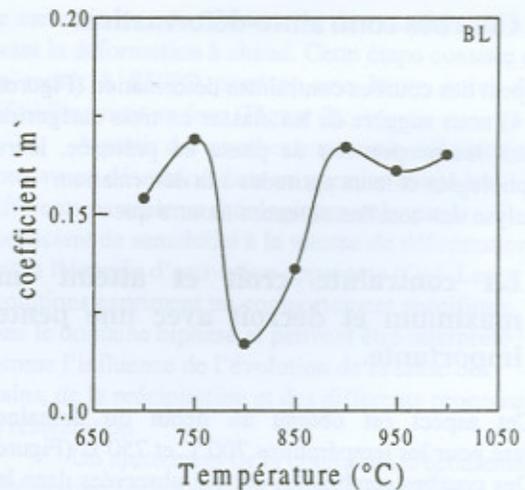


Figure 6 : Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation.

III- Ajustement de la contrainte d'écoulement.

Considérons un mélange de deux phases, ferrite et austénite, désignées respectivement par 1 et 2. Le comportement mécanique de chaque phase, donc la sensibilité à la vitesse de déformation et à la

température, sont considérées comme connues et sont obtenues par :

$$\sigma_i = \phi_i(\dot{\epsilon}_i, T) \quad i=1,2 \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon}_i = \psi_i(\sigma_i, T) \quad (2)$$

où $\dot{\epsilon}_i$ et σ_i sont respectivement la vitesse de déformation et la contrainte d'écoulement équivalentes de Von Mises de la phase i et T la température.

En émettant l'hypothèse d'une sollicitation uniaxiale (Compression) et en négligeant les effets de la déformation sur le durcissement structural, la texture, la morphologie et la topologie dues aux phases en présence et à leurs distributions, le coefficient de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation et l'énergie d'activation apparente des deux constituants sont obtenus par les formules classiques suivantes :

$$m_i = \left. \frac{\partial \ln \sigma_i}{\partial \ln \dot{\epsilon}_i} \right|_T \quad (3)$$

$$Q_i = -R \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_i}{\partial \ln(1/T)} \right|_{\sigma_i} \quad (4)$$

où R est la constante des gaz parfaits. Par ailleurs, la relation 2 permet d'écrire :

$$d \ln \dot{\epsilon}_i = \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_i}{\partial \sigma_i} \right|_T d\sigma_i + \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_i}{\partial (1/T)} \right|_{\sigma_i} d(1/T) \quad (5)$$

Pour une vitesse de déformation constante ($d \ln \dot{\epsilon}_i = 0$), l'énergie d'activation Q_i est obtenue à partir de la formule suivante :

$$Q_i = \frac{R}{m_i} \left. \frac{\partial \ln \sigma_i}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}_i} \quad (6)$$

avec $1/m_i = \partial \ln \dot{\epsilon}_i / \partial \ln \sigma_i |T$

Pour estimer la contrainte d'écoulement σ_i du mélange dans le cas d'un alliage biphasé, plusieurs méthodes sont possibles, dont deux des plus simples sont basées sur le fait que l'on considère alternativement la vitesse de déformation ou la contrainte comme uniforme dans les deux phases du mélange. Le troisième modèle autocohérent vise une approche plus réaliste, il peut être utilisé pour les matériaux viscoplastiques obéissant à la loi puissance. Il permet de prendre en considération la différence de

contraintes et de vitesses de déformation dans chaque phase [8].

IV- Résultats et discussion

Les contraintes d'écoulement correspondant à chacune des deux phases ont été déduites par l'utilisation de la loi puissance, en supposant les coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation identiques : $m_\alpha = m_\gamma = m$ [9].

$$\sigma_i = K_i \dot{\epsilon}^m \exp\left(\frac{mQ_i}{RT}\right) \quad \text{pour } i=\alpha, \gamma \quad (7)$$

IV. 1 - Vitesse de déformation uniforme (modèle de Taylor)

La première hypothèse dans ce modèle est de considérer la vitesse de déformation généralisée, donc du mélange, comme étant égale à la vitesse de déformation dans chaque constituant :

$$\epsilon = \epsilon_\alpha = \epsilon_\gamma \quad (8)$$

La deuxième est que la contrainte généralisée (du mélange) est égale au volume moyen des deux contraintes locales :

$$\sigma = f\sigma_\alpha + (1-f)\sigma_\gamma \quad (9)$$

Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m du mélange est dérivé de l'équation ci-dessus :

$$m = \frac{f\sigma_\alpha m_\alpha + (1-f)\sigma_\gamma m_\gamma}{f\sigma_\alpha + (1-f)\sigma_\gamma} \quad (10)$$

de cette manière, la valeur de m représente la moyenne des coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation individuels m_α et m_γ , affectés des

facteurs $f\sigma_\alpha$ et $(1-f)\sigma_\gamma$, qui représentent respectivement la fraction volumique et la contrainte au niveau de chaque constituant.

IV. 2- Contrainte uniforme (modèle statique)

Dans ce cas, on considère que la contrainte d'écoulement généralisée σ de l'agrégat est égale aux contraintes spécifiques de chaque constituant :

$$\sigma = \sigma_\alpha = \sigma_\gamma \quad (11)$$

Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation du mélange est considéré comme étant le volume moyen des coefficients locaux :

$$\dot{\epsilon} = f\dot{\epsilon}_\alpha + (1-f)\dot{\epsilon}_\gamma \quad (12)$$

ainsi, on constate à partir de la formule (13) que m est la moyenne de m_α et m_γ après qu'il soit normalisé par un coefficient de normalité $f_i\dot{\epsilon}_i$ qui tient compte de la fraction volumique et de la vitesse de déformation au niveau de chaque phase.

$$m = \frac{f\dot{\epsilon}_\alpha + (1-f)\dot{\epsilon}_\gamma}{\frac{f\dot{\epsilon}_\alpha}{m_\alpha} + \frac{(1-f)\dot{\epsilon}_\gamma}{m_\gamma}} \quad (13)$$

IV. 3- Modèle cohérent étendu à un mélange viscoplastique répondant à une loi puissance

Les modèles présentés ci dessus ont l'avantage d'être simples, ce qui permet une prédiction analytique mais ont, en revanche, l'inconvénient de considérer la contrainte ou la vitesse de déformation du mélange constantes et

égales à celles des phases, séparément. L'application du modèle autocohérent à un mélange viscoplastique répondant à une loi puissance permet, par contre, d'estimer la contrainte généralisée du mélange sans être obligé de considérer la contrainte ou la vitesse de déformation constante dans tout le matériau. La méthode proposée par Suquet [10] s'applique parfaitement dans le cas d'une viscoplasticité linéaire et mérite donc d'être étendue à une loi puissance des matériaux. Relevons que cette méthode n'est valide que dans le cas où les deux phases constituant le mélange ont la même sensibilité à la vitesse de déformation.

Considérons en premier lieu un agrégat de deux phases sphériques incompressibles de viscosité linéaire ; chaque phase est placée dans un corps homogène, de propriétés inconnues, et soumise à une vitesse de déformation homogène.

La vitesse de déformation de chaque phase est obtenue par un traitement analytique d'Echelby [11]. Dans le cas simple, la viscosité générale K_{sc}^L spécifiée dans cette méthode s'écrit comme présente en (14).

Si on considère un second mélange de deux phases viscoplastiques incompressibles de loi puissance, on peut, à partir de l'approche proposée par Suquet, calculer le paramètre de viscosité générale du composé en se référant à l'équation (14). Le résultat final pour ce cas particulier est donné par la formule (15)

$$\frac{K_{sc}^L}{K_1^L} = \frac{1}{6} \left[[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1)] + \sqrt{[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho-1)]^2 + 24\rho} \right] \quad (14)$$

où, $\rho = K_2^L / K_1^L$ avec K_1^L et K_2^L , les viscosités de chacune des phases.

$$\frac{K}{K_1} = \inf_{\rho > 0} \left\{ \left(\frac{K_{sc}^L}{K_1^L} \right)^{(m+1)/2} \times \left[f + (1-f)\rho^{m+1/m-1} \left(\frac{K_2}{K_1} \right)^{2/1-M} \right]^{51-M/2} \right\} \quad (15)$$

ou K_1 et K_2 sont les paramètres individuels de viscoplasticité des deux phases non linéaires.

Les courbes décrivant l'évolution de la contrainte en fonction de la température prédites par les trois

méthodes ont la même allure que celles obtenues expérimentalement (Figures 5 et 6).

Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation du mélange est considéré comme étant le volume moyen des coefficients locaux :

$$\dot{\epsilon} = f\dot{\epsilon}_\alpha + (1-f)\dot{\epsilon}_\gamma \quad (12)$$

ainsi, on constate à partir de la formule (13) que m est la moyenne de m_α et m_γ après qu'il soit normalisé par un coefficient de normalité $f_i\dot{\epsilon}_i$ qui tient compte de la fraction volumique et de la vitesse de déformation au niveau de chaque phase.

$$m = \frac{f\dot{\epsilon}_\alpha + (1-f)\dot{\epsilon}_\gamma}{\frac{f\dot{\epsilon}_\alpha}{m_\alpha} + \frac{(1-f)\dot{\epsilon}_\gamma}{m_\gamma}} \quad (13)$$

IV. 3- Modèle cohérent étendu à un mélange viscoplastique répondant à une loi puissance

Les modèles présentés ci dessus ont l'avantage d'être simples, ce qui permet une prédiction analytique mais ont, en revanche, l'inconvénient de considérer la contrainte ou la vitesse de déformation du mélange constantes et

égales à celles des phases, séparément. L'application du modèle autocohérent à un mélange viscoplastique répondant à une loi puissance permet, par contre, d'estimer la contrainte généralisée du mélange sans être obligé de considérer la contrainte ou la vitesse de déformation constante dans tout le matériau. La méthode proposée par Suquet [10] s'applique parfaitement dans le cas d'une viscoplasticité linéaire et mérite donc d'être étendue à une loi puissance des matériaux. Relevons que cette méthode n'est valide que dans le cas où les deux phases constituant le mélange ont la même sensibilité à la vitesse de déformation.

Considérons en premier lieu un agrégat de deux phases sphériques incompressibles de viscosité linéaire ; chaque phase est placée dans un corps homogène, de propriétés inconnues, et soumise à une vitesse de déformation homogène.

La vitesse de déformation de chaque phase est obtenue par un traitement analytique d'Echelby [11]. Dans le cas simple, la viscosité générale K_{sc}^L spécifiée dans cette méthode s'écrit comme présente en (14).

Si on considère un second mélange de deux phases viscoplastiques incompressibles de loi puissance, on peut, à partir de l'approche proposée par Suquet, calculer le paramètre de viscosité générale du composé en se référant à l'équation (14). Le résultat final pour ce cas particulier est donné par la formule (15)

$$\frac{K_{sc}^L}{K_1^L} = \frac{1}{6} \left[[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho - 1)] + \sqrt{[3 - 2\rho + 5(1-f)(\rho - 1)]^2 + 24\rho} \right] \quad (14)$$

où, $\rho = K_2^L / K_1^L$ avec K_1^L et K_2^L , les viscosités de chacune des phases.

$$\frac{K}{K_1} = \inf_{\rho > 0} \left\{ \left(\frac{K_{sc}^L}{K_1^L} \right)^{(m+1)/2} \times \left[f + (1-f)\rho^{m+1/m-1} \left(\frac{K_2}{K_1} \right)^{2/1-M} \right]^{51-M/2} \right\} \quad (15)$$

ou K_1 et K_2 sont les paramètres individuels de viscoplasticité des deux phases non linéaires.

Les courbes décrivant l'évolution de la contrainte en fonction de la température prédites par les trois

méthodes ont la même allure que celles obtenues expérimentalement (Figures 5 et 6).

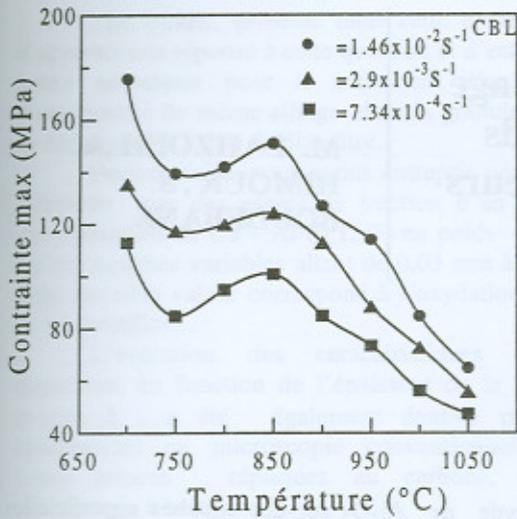


Figure 7 : Contrainte d'écoulement obtenue expérimentalement d'écoulement par les trois modèles.

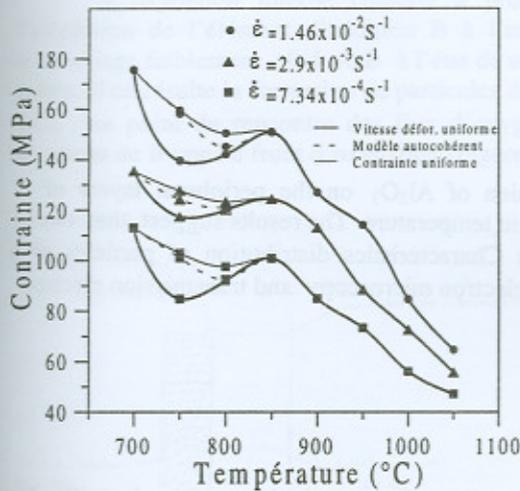


Figure 8 : Ajustement de la contrainte

Le modèle autocohérent donne des valeurs de la contrainte comprises entre celles obtenues par les deux autres lois. Les courbes obtenues par le modèle statique se superposent avec les courbes expérimentales pour toutes les vitesses de déformation.

V - CONCLUSION

Un comportement caractéristique de tous les paramètres rhéologiques dans le domaine biphasé a été déterminé par les résultats expérimentaux. Les coefficients de sensibilité à la déformation et à la vitesse de déformation sont largement influencés par la proportion des phases en présence. L'énergie d'activation dans le domaine biphasé est plus petite (entre 65 et 110 KJ/mol) que celles obtenues dans le

domaine ferritique (150 KJ/mol) et austénitique (300 KJ/mol).

L'ajustement de la contrainte d'écoulement par les trois modèles donne des courbes qualitativement proches des courbes expérimentales.

Références :

- [1] G.A. OUZINCOLU., Thèse de Doctorat, E.N.S.M. Saint-Etienne, 1986.
- [2] M. TACIKOWSKI., Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1986.
- [3] H. YI P., Thèse de Doctorat E.N.S.M. Saint-Etienne, 1989.
- [4] J.G. Malcor : Thèse de Docteur Ingénieur, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1983.
- [5] P. Vernusse : DEA de l'INPG et l'ENSME, 1989.
- [6] P. Vernusse, : Thèse de Doctorat de l'INPG et de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1993.
- [7] A. Darsouni, B. Bouzabata, F. Montheillet - Second International Conference on Ultra High Purity, 1995.
- [8] L. Briottet, J.J. Jonas, F. Montheillet : Acta Metall. Mater. (1996), 44, 1665-1672
Metals, Jour. de Phy. (1995), C7, p. 334-353.
- [9] A.Darsouni, B. Bouzabata, F. Montheillet - (1998), Réunion. Group. MECAMAT, p. 36.
- [10] P. M. Suquet, J. Mech. Phys. Solids 41, 981 (1993).
- [11] J. D. Eshelby, Proc. R. Soc. Lond. A241, 376 (1957).

(*)Institut de Métallurgie et Génie des Matériaux - Unité de recherche M.M.M - Université de Annaba B.P. N° 12 - 23000 Annaba - Algérie -

(**)Institut de Physique - Unité de recherche M.M.M - Université de Annaba B.P. N° 12 - 23000 Annaba -Algérie

(***) Département Microstructures et Mise en Forme, URA 1884, Ecole des Mines de Saint-Etienne -France -